

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 7 (115)

ИЮЛЬ

2014

Издается с января 2005 г.

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

**Председатель редакционного совета**

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

**Заместитель главного редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

д.т.н., проф.  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д.т.н., проф.  
А.В. КИРИЧЕК

д.т.н., проф.  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.

А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛАШКО, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

**Редакция:**

И.Н. МЫМРИНА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации  
ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

## СОДЕРЖАНИЕ

### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

**Горлов И.В., Болотов А.Н.** Изменение механических свойств изношенной поверхности, восстановленной пластическим деформированием . . . . . 3

**Каржавин В.В., Шибeko С.Г.** Нанесение специальных покрытий как способ облегчения подготовки поверхностей деталей для их качественного соединения пайкой . . . . . 7

**Клименко С.А., Нос А.О., Рыжов Ю.Э., Хейфец М.Л., Ивашко В.С.** Фрактальный анализ структуры и эксплуатационных свойств газоплазменных покрытий системы Ni-Cr-B-Si . . . . . 11

**Кокорин В.Н., Скворцов А.А., Брызгин М.А., Сизов Н.А., Кокорин А.В.** Аналитико-экспериментальные исследования процесса прессования и структурообразования при интенсивном уплотнении увлажненных механических смесей . . . . . 18

**Носков А.С., Королев А.В., Королев А.А., Решетникова О.П., Салимов Б.Н.** Технология нанесения твердого антифрикционного покрытия на дорожки качения упорно-радиальных подшипников . . . . . 26

**Филимонов В.И., Филимонов С.В., Марковцева В.В., Лисин И.О.** Локализация участков формирующих роликов под упрочнение на основе анализа силовых параметров и прогнозирования износа оснастки . . . . . 31

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Емельянов С.Г., Романенко Д.Н.** Лазерный отпуск быстрорежущей стали . . . . . 39

### ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

**Жачкин С.Ю., Болдырев А.И., Болдырев А.А., Михайлов В.В., Гедзенко Д.В., Пеньков Н.А.** Повышение износостойкости деталей авиационной техники с гальваническими покрытиями . . . . . 43

### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

**Бабичев А.П., Иванов В.В., Бурлакова В.Э., Филипчук О.С.** Исследование микро/нанопрофиля цинкового покрытия при вибрационной механохимической обработке углеродистых сталей . . . . . 46

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 7 (115)

July

2014

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 Assistants**

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

**Chairman Assistants:**

Dr. of Eng. Sci.  
V.Yu. BLUMENSTEIN

Dr. of Eng. Sci.

A.V. KIRICHEK

Dr. of Eng. Sci.

O.V. CHUDINA

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV

A.P. BABICHEV

V.P. BALKOV

V.M. BASHKOV

A.I. BELIKOV

A.I. BOLDYREV

S.N. GRIGORIEV

V.A. ZEMSKOV

S.A. KLIMENKO

Yu.R. KOPYLOV

V.A. LASHKO

V.A. LEBEDEV

V.V. LYUBIMOV

E.D. MAKARENKO

B.Ya. MOKRITSKIY

F.I. PANTELEENKO

H.M. RAHIMYANOV

B.P. SAUSHKIN

V.P. SMOLENTSEV

A.M. SMYSLOV

V.A. SHULOV

G.A. SUHOCHEV

V.P. TABAKOV

M.L. KHEIFETS

**Edition:**

I.N. MYMRINA

T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,  
which can be issued in any post office  
(index on the catalogues: "Rospechat"  
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta  
Rossii" 60252) or in publishing office.  
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00,  
268-40-77. Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry  
Tele- and Broadcasting of Mass  
Communications Media. The certificate  
of registration ПИ № 77-17733,  
March 9, 2004

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Gorlov I.V., Bolotov A.N.** Change of mechanical properties of the surface restored by plastic deformation . . . . . 3

**Karzhavin V.V., Shibeko S.G.** Drawing of special coverings as a way of simplification of preparation of surfaces of details for their qualitative connection by the soldering . . . 7

**Klimenko S.A., Nos A.O., Ryzhov Yu.E., Kheifets M.L., Ivashko V.S.** Fractal analysis of the structure and operational properties of sprayed coatings of Ni-Cr-B-Si system . 11

**Kokorin V.N., Skvortsov A.A., Bryazgin M.A., Sizov N.A., Kokorin A.V.** Experimental analysis of the compaction and structure under vigorous seal of humidification mechanical mixture . . . . . 18

**Noskov A.S., Korolev A.V., Korolev A.A., Reshetnikova O.P., Salimov B.N.** Technology application of solid lubricant coatings on the raceway radial thrust bearings . . . . . 26

**Filimonov V.I., Filimonov S.V., Markovtseva V.V., Lisin I.O.** Localization of forming rolls areas to be hardened on the basis of force parameters analysis and tool wear prediction . . . . . 31



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Afanasyeva L.E., Barabonova I.A., Zubkov N.S., Yemelyanov S.G., Romanenko D.N.** Laser holiday of quick cutting steel . . . . . 39



### POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

**Zhachkin S.Yu., Boldyrev A.I., Boldyrev A.A., Mihailov V.V., Gedzenko D.V., Penkov N.A.** Increase of wear resistance of details of aviation technics with galvanic coverings. . . . . 43



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Babichev A.P., Ivanov V.V., Burlakova V.E., Filipchuk O.S.** Research of micro/nano-profile zinc coating with vibration mechanochemical treatment carbon steels . . . . . 46

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



## Изменение механических свойств изношенной поверхности, восстановленной пластическим деформированием

Описывается новый способ восстановления изношенной поверхности пластическим деформированием, который реализует эффект повышенной пластичности материала, обеспечивающий качественный ремонт узлов трения, выполненных из материалов, имеющих различную пластичность. Представлены результаты комплексных исследований процесса деформирования в условиях наложенного гидростатического давления.

**Ключевые слова:** восстановление, ремонт, трение, износ, пластическая деформация.

*A new method for the reconstruction of worn-out surfaces is proposed. It is based on local plastic deformation of a worn-out surface. The results of the comprehensive investigation of a deformation under hydrostatic pressure are presented.*

**Keywords:** restoration, repair, friction, wear, plastic deformation.

### Введение

Ремонтное производство непрерывно развивается во всем мире. Для повышения качества ремонта необходимо разрабатывать новые методы восстановления изношенных деталей, обеспечивающие повышенный срок службы отремонтированных агрегатов.

Одним из возможных способов является восстановление локально изношенных подшипников скольжения пластическим деформированием по кондукторной поверхности (ПДКП). В отличие от широко применяемых методов восстановления пластическими деформациями, при которых после деформирования требуется дополнительная механическая обработка, ведущая к потерям материала, предлагаемый метод ПДКП позволяет получить требуемые параметры реконструируемой поверхности без применения сложного технологического оборудования, обеспечивая при этом улучшение механических характеристик и приобретение новых триботехнических свойств опорными поверхностями [1–3]. Немаловажное значение имеют также невысокая себестоимость и технологическая простота предложенного способа восстановления.

Формирование восстановленной поверхности в целом осуществляется за счет сложения локальных участков, полученных в результате деформирования в принятых точках изношенной части, например ради-

ального подшипника скольжения. Принципиальная схема устройства для восстановления изображена на рис. 1.

Способ восстановления [6] реализуется следующим образом. Размещают ограничитель деформации (кондуктор, имеющий форму номинальной поверхности) 1 на детали 2 так, чтобы его прилегающая поверхность соответствовала положению номинального контура подшипника 3. С помощью индентора 5 на заранее определенных участках снимают топограмму (трехмерную модель) изношенной части 4 поверхности.

По топограмме определяют точки и величины пластического деформирования. Поэтапно усилиями  $P$  с помощью индентора 5 пластическим деформи-

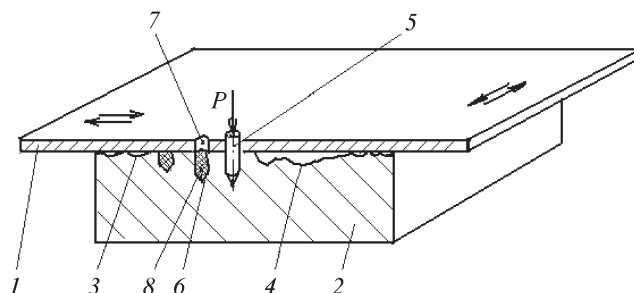


Рис. 1. Принципиальная схема устройства для восстановления локально изношенной поверхности

ванием получают в изношенной части углубления 6, за счет которых участки изношенной поверхности 4 поднимаются до упора в кондуктор и образуют восстановленную поверхность номинального профиля, не требующую дальнейшей механической обработки. После завершения всех этапов пластического деформирования углубления 6 заполняют через отверстие 7 антифрикционным материалом 8 и снимают ограничитель 1 с восстанавливаемой детали 2. В результате получается восстановленная поверхность с новыми триботехническими свойствами.

С помощью ПДКП можно осуществить восстановление номинальной поверхности изношенного подшипника скольжения с различной величиной износа (чаще всего износ не превышает 0,1 мм). Распределение износа по рабочей поверхности имеет локальный характер [4]. Поэтому воздействие на деформируемый материал нужно связывать с величиной износа в каждой конкретной точке, а восстановление всей изношенной поверхности будет складываться из отдельных поверхностей, полученных при внедрении индентора на соответствующем участке.

### Цели исследований

Целями проведенных исследований являются изучение процесса пластического деформирования при восстановлении ПДКП и сравнение результатов эмпирического и теоретического исследований.

### Методы исследований

Для изучения процесса деформирования в локальной точке было спроектировано и изготовлено специальное приспособление, на котором проводилось эмпирическое исследование (рис. 2). Приспособление позволяет измерять глубину внедрения индентора и соответствующую силу в условиях ПДКП.

Для определения формы свободной поверхности на первом этапе эксперимента использовалось специальное устройство (рис. 3). Оно состоит из основания 1, в котором закреплена стойка 2. На стойке 2 винтом 4 фиксируется подвижный кронштейн 3 так, чтобы оставался некоторый зазор между измерительным наконечником 7 индикатора 5 и измеряемой деталью 8. После этого вращением микровинта 10 измеряемая деталь 8 передвигается так, чтобы ось углубления от индентора находилась на расстоянии около 10 мм от вершины измерительного наконечника 7, на оси измерения микровинта 10. Затем после ослабления винта 6 опускается индикатор 5 до касания измерительного наконечника 7 сканируемой детали 8, при этом шкала индикатора 5 настраивается на ноль.

Измерения проводились следующим образом. Вращая микровинт 10, установленный на основа-

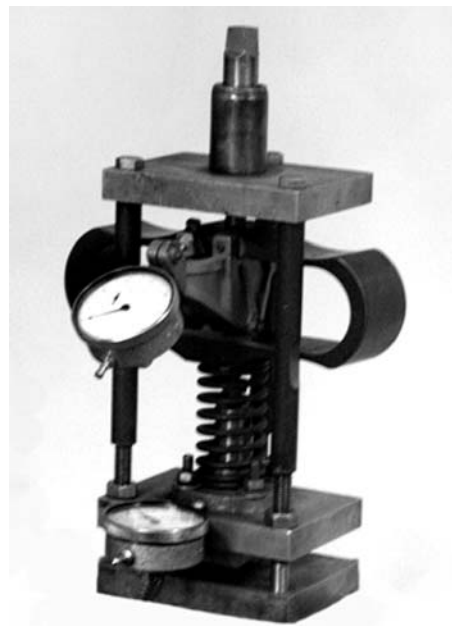


Рис. 2. Приспособление для деформирования

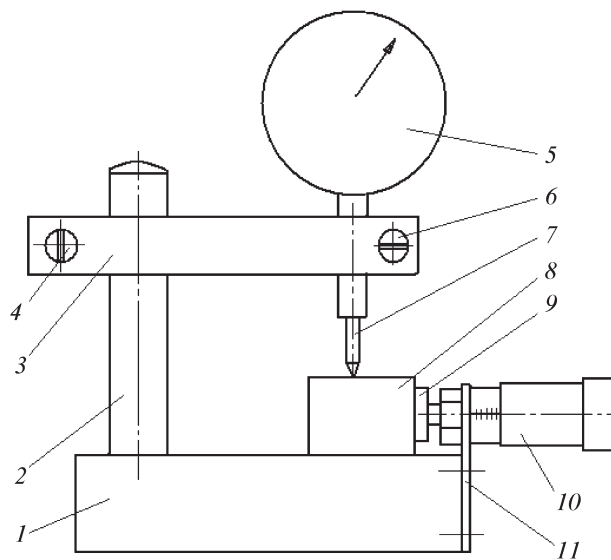


Рис. 3. Устройство для сканирования свободной поверхности

нии 1 через кронштейн 11, измеряемая деталь 8 передвигалась упором 9 с шагом 0,5 мм и на каждом шаге снимались показания индикатора 5. Измерения продолжались до тех пор, пока измерительный наконечник не выходил на недеформированную поверхность.

### Результаты исследований и их обсуждение

Для теоретической оценки давления на поверхности контакта использовался энергетический метод



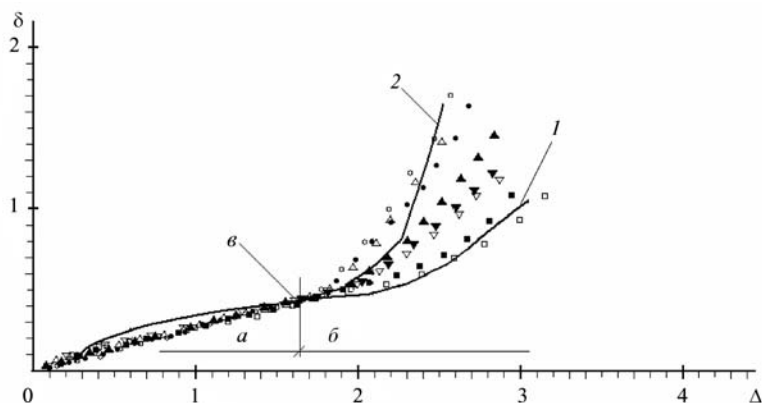


Рис. 4. Эмпирический и теоретический (сплошная линия) графики зависимости относительного внедрения  $\delta$  от относительного усилия  $\Delta$ :

1, 2 – кривые, построенные при максимальном коэффициенте пластического трения 0,5 и коэффициенте пластического трения 0,14 соответственно; ○ – свинец; ● – баббит; □ – АМц; ■ – АК9; △ – БрОЦС5-5-5; ▲ – ЛС59; ▼ – СЧ-18; ▽ – Ст3

[1]. По результатам вычислений были построены теоретические графики зависимости глубины внедрения от соответствующей деформирующей силы (рис. 4).

Были приняты следующие обозначения:  $P$  – усилие деформирования;  $P_0$  – усилие деформирования при определенной глубине внедрения индентора;  $h$  – глубина внедрения индентора;  $d$  – диаметр индентора;  $\delta$  – относительное внедрение;  $\Delta$  – относительное усилие;  $k$  – пластическая постоянная материала, равная пределу прочности на сдвиг;  $\epsilon_f$  – истинная деформация при разрыве;  $A_0$  – площадь сечения образца до испытаний;  $A_r$  – площадь сечения шейки образца в момент разрыва;  $\psi$  – сужение поперечного сечения образца при деформировании.

Для сопоставления данных эмпирического и теоретического исследования использовались безразмерные величины, которые позволили сравнить результаты в более общем виде. Безразмерная величина  $\Delta$  получена как отношение силы  $P$ , необходимой для внедрения индентора на глубину  $h$ , к силе  $P_0$ , а безразмерная величина  $\delta$  – как отношение глубины внедрения  $h$  к диаметру индентора  $d$  (исходя из условий эксперимента  $P_0$  определялась при глубине внедрения  $h = 0,5$  мм, а диаметр индентора  $d$  из технологических условий был принят равным 2 мм) [1]. Так как значение среднего контактного давления на рабочую часть индентора несущественно изменяется в зависимости от глубины внедрения (для инденторов одинаковой формы), а сила внедрения пропорциональна контактной площади, то зависимость  $\delta$  от  $\Delta$  не будет изменяться при использовании инденторов с другими диаметрами.

Зависимости относительного внедрения  $\delta$  от относительного усилия  $\Delta$ , полученные при испытаниях на различных материалах, также представлены на рис. 4. Интервал  $a$  соответствует деформированию до касания деформируемым материалом ограничивающей поверхности (сила внедрения растет за счет увеличения площади контакта); интервал  $b$  – деформирование после касания восстанавливаемой поверхностью ограничивающего кондуктора (кривые отклоняются в сторону снижения усилия деформирования, что свидетельствует об изменении механических свойств материалов);  $v$  – точка касания деформируемым материалом ограничивающей поверхности кондуктора.

Некоторое расхождение кривых в интервале  $b$  объясняется различными условиями трения деформируемого материала по цилиндрической поверхности индентора. Расположение графиков соответствует коэффициенту пластического трения материалов, самое большое значение которого у алюминиевых сплавов, а самое маленькое – у свинца.

Во время проведения эксперимента по восстановлению с использованием прилегающей кондукторной поверхности обнаружился эффект увеличения пластичности. Так, при исследованиях чугуна образец пластически деформировался без разрушения при относительном внедрении  $\delta = 1,3$ , хотя при аналогичных испытаниях без кондукторной поверхности контрольный образец разрушался уже при  $\delta = 0,5$ , что свидетельствует об увеличении пластичности материала в условиях предлагаемого способа восстановления.

Таким образом, теоретическое решение достаточно близко к результатам, полученным на практике, и отражает основные закономерности процесса деформирования, а исследованные материалы в процессе ПДКП ведут себя качественно одинаково независимо от их механических свойств.

Сходные геометрические параметры свободных поверхностей, примыкающих к зоне восстановления, также отражают общие закономерности пластического деформирования при ПДКП. На рис. 5 видно, что формы этих поверхностей близки и не зависят от твердости и пластичности исследованных материалов.

После касания деформируемого материала прилегающей кондукторной поверхности под кондуктором возникает давление, которое создает пластическое ядро вокруг индентора. При этом в пластической зоне развивается близкое к гидростатическому давлению (по результатам расчетов давление в пластической зоне

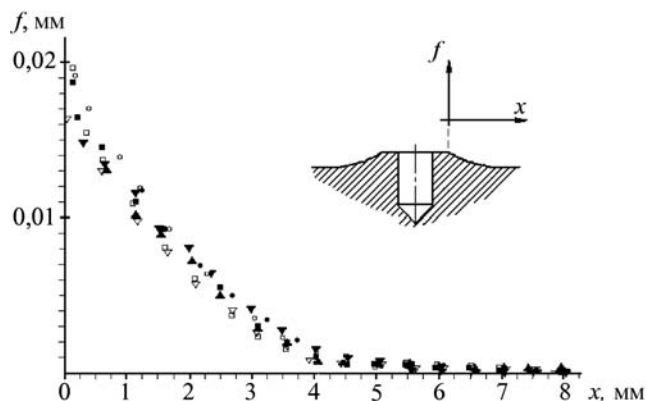


Рис. 5. Результаты сканирования свободной поверхности:  
 ○ – свинец; ● – баббит; □ – АМц; ■ – АК9; ▲ – ЛС59;  
 ▼ – СЧ-18; ▽ – Ст3

достигало значения около  $6k$ , где  $k$  – пластическая постоянная материала [1]), которое изменяет механические свойства деформируемого материала.

Следует подчеркнуть, что при деформировании с ограничивающей поверхностью реализуется эффект увеличения пластичности (даже для относительно хрупких материалов, таких как чугун), что позволяет осуществлять значительные деформации восстанавливаемых поверхностей без разрушения. Причем за счет деформирования в стесненных условиях достигается эффект "залечивания" дефектов поверхностного слоя.

Аналогично при испытаниях (на растяжение, сжатие, кручение) поликристаллических материалов в условиях наложенного всестороннего сжатия последнее, как правило, приводит к существенному увеличению пластичности и некоторому повышению прочностных характеристик. В самом общем виде интерпретация этого эффекта заключается в том, что всестороннее сжатие, подавляя растягивающие напряжения и препятствуя тем самым образованию раз-

рывов, увеличивает возможность использования пластической деформации. Возрастание пластичности под давлением в большей мере выражено в кристаллических телах, где увеличение пластичности и прочности можно представить себе как результат действия высоких сжимающих нормальных напряжений в плоскостях сдвига, задерживающих развитие субмикроскопических и микроскопических трещин.

В результате исследований, проведенных на ряде металлов, установлено, что, как правило, пластичность (деформация при разрушении  $\epsilon_f$ ) с ростом гидростатического давления увеличивается. В работе [5] изучены свойства различных материалов (сталей, чугуна, меди, магния, алюминия, цинка, висмута) и подробно рассмотрено влияние давления на пластичность. Полученные результаты, представленные в виде кривых на рис. 6, указывают на увеличение пластичности с ростом давления для всех металлов и сплавов. Зависимость пластичности от давления для всех металлов, кроме сталей, в широком интервале давлений была нелинейной функцией, а линейная зависимость наблюдалась лишь до определенного давления. Во всех случаях отклонение от линейности было направлено в сторону роста пластичности.

Так, например, испытания образцов из чугуна с шаровидным графитом на растяжение под давлением до 1750 МПа показали, что истинная деформация при разрыве, равная нулю при атмосферном давлении, с увеличением давления до 1300...1400 МПа возрастает по линейному закону. При дальнейшем увеличении давления деформация при разрыве возрастает с более высокой скоростью, достигая при давлении 1750 МПа значения  $\epsilon_f = 0,7$  (сужение поперечного сечения  $\psi = 50,3\%$ ).

Для исследования деформации чугуна было проведено сравнение микроструктур продольного сечения образца до испытания (рис. 7, а) и деформированного материала шейки образца, испытанного под давлением 1750 МПа, до стадии, непосредственно предшест-

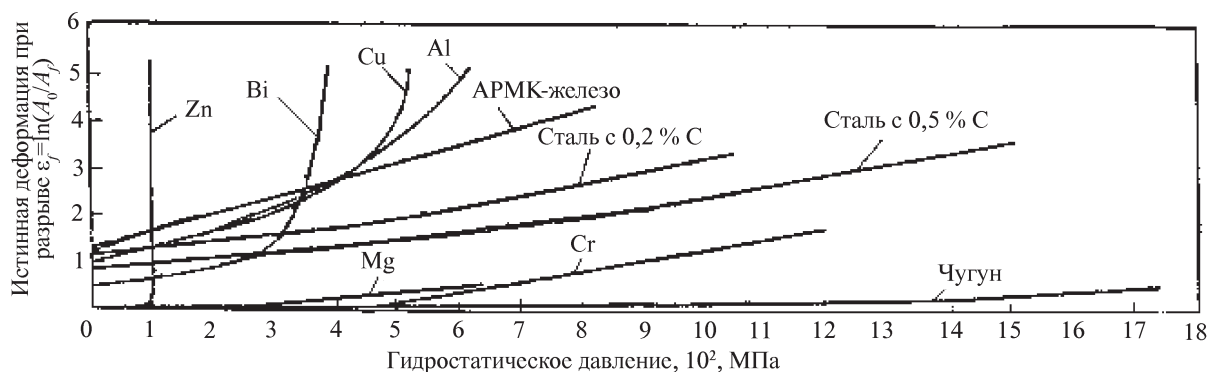
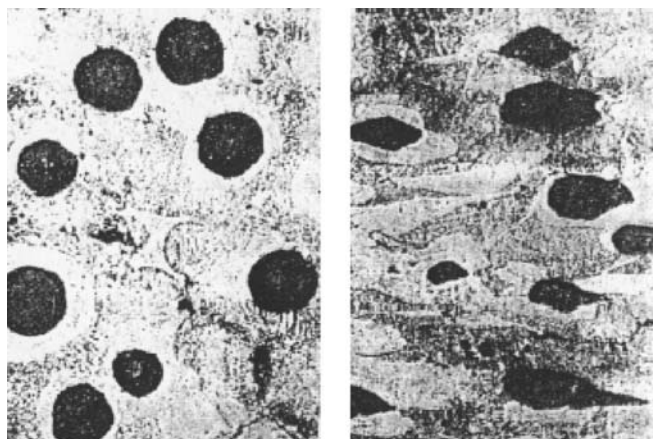


Рис. 6. Влияние давления на пластичность материалов



а)

б)

Рис. 7. Микроструктура чугуна, испытанного на растяжение под давлением

вующей разрыву (рис. 7, б). В результате различного сопротивления пластической деформации участков феррита и перлита, окружающих шаровидные включения графита, эти включения вытянулись.

### Заключение

Предложенный способ восстановления пластическим деформированием реализует эффект повышенной пластичности материала, обеспечивающий качественное восстановление изношенных поверхностей деталей, выполненных как из пластичных материалов,

так и из материалов, имеющих ограниченную пластичность. Кроме того, за счет стесненного деформирования происходит "залечивание" дефектов в поверхностном слое, что существенно влияет на износостойкость восстановленного подшипника [3].

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Болотов А.Н., Демкин Н.Б., Горлов И.В. Восстановление локально изношенных подшипников методом пластического деформирования по прилегающей поверхности // Трение, износ, смазка. Прил. к журналу Сборка в машиностроении, приборостроении. 2005. № 2. С. 26–30.
2. Болотов А.Н., Горлов И.В. Восстановление локально изношенных подшипников скольжения // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел и деталей машин. Межвузовский сб. научн. трудов. Вып. 3. Тверь, ТГТУ, 2007. С. 46–51.
3. Болотов А.Н., Горлов И.В. Механические свойства фрикционных поверхностей, полученных пластическим деформированием // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел и деталей технологического и энергетического оборудования. Межвузовский сб. научн. трудов. Вып. 1. Тверь, ТГТУ, 2008. С. 39–42.
4. Болотов А.Н., Горлов И.В. Восстановление изношенных деталей. Тверь, ТГТУ, 2008. 108 с.
5. Бриджмен П.У. Исследования больших пластических деформаций и разрыва. Влияние высокого гидростатического давления на механические свойства материалов / Пер. с англ. М.: Книжный дом "Либроком", 2010. 446 с.
6. Пат. РФ, МКП В 23 Р 6/00, 6/02. Способ восстановления локально изношенной поверхности детали / А.Н. Болотов, И.В. Горлов. № 2228247 С1; Заявл. 20.12.2002; Опубл. 10.05.2004. Бюл. № 13. 8 с.

УДК 621.791.35

В.В. Каржавин, С.Г. Шибeko (Российский государственный профессионально-педагогический университет, г. Екатеринбург)  
E-mail: politic@rambler.ru

## Нанесение специальных покрытий как способ облегчения подготовки поверхностей деталей для их качественного соединения пайкой

*Исследуются закономерности пайки коррозионно-стойких сталей, имеющих плохую паяемость. Предлагается способ пайки со специально нанесенными покрытиями. Этот способ значительно снижает затраты на подготовку деталей к пайке и облегчает сам процесс пайки.*

**Ключевые слова:** пайка, припой, флюс, коррозионно-стойкая сталь, медное покрытие, хлориды металлов.

*Laws of the soldering of the corrosion-resistant steels having bad solderability are investigated. The way of the soldering with specially put coverings is offered. This way considerably reduces expenses for preparation of details to the soldering and facilitates a way of the soldering.*

**Keywords:** soldering, solder, flux (dental abscess), corrosion-resistant steel, copper covering, chlorides of metals.

В настоящее время пайка металлов занимает видное место в технологии сборочных работ. Пайкой можно соединять различные металлы, но это не всегда

возможно технически, так как на поверхности металлов образуются оксиды (окислы металлов), температура плавления которых значительно выше температуры

плавления самого металла. Например, температура плавления алюминия 660 °С, а температура плавления окисной пленки алюминия  $Al_2O_3$  2050 °С. Для того чтобы удалить окисную пленку  $Al_2O_3$ , при пайке применяются особо активные флюсы, но они вызывают сильную коррозию алюминия, поэтому после пайки обязательно проводится сложная процедура по тщательному удалению остатков флюса. Все это приводит к дополнительным производственным затратам. Пайку алюминия, титана, коррозионно-стойкой стали можно производить менее активными флюсами, такими как паяльная кислота, а также неактивными флюсами на основе канифоли, например спиртово-канифольным флюсом (СКФ), которые используются для пайки меди, если на поверхность этих металлов нанести медь, олово или цинк в виде тонкого покрытия, вполне достаточного для выполнения пайки. Если характеризовать металлические покрытия в целом, то наибольшее распространение получили покрытия, наносимые из растворов электролитов. Однако сцепление таких покрытий с основой слабое. Металлические покрытия, наносимые в расплавах солей, обладают повышенным сцеплением с металлом основы, так как соединяются с ним на уровне металлической связи. Путем обработки в солевых расплавах хлоридов удалось получить медные и оловянные покрытия на коррозионно-стойких сталях и сплавах никеля, а также цинковые покрытия на сплавах титана и алюминия [1]. Данные покрытия активно применяются в процессах обработки металлов давлением и в листовой штамповке, что позволяет осуществлять глубокую вытяжку деталей без промежуточных отжигов.

Задачи данного исследования:

- отработка режима нанесения медного покрытия на поверхности деталей из коррозионно-стойких сталей, имеющих плохую паяемость;

- показать преимущество применения специальных покрытий при пайке с неактивными флюсами (спиртово-канифольными) и менее активными флюсами (паяльной кислотой);

- показать экологические преимущества пайки с применением специальных покрытий.

Для исследования были подготовлены образцы согласно ГОСТ 28830–90 из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т толщиной 1 мм и электротехнической меди марки М1 толщиной 1 мм.

Для того чтобы получить качественное паяное соединение, необходима тщательная подготовка поверхностей деталей перед пайкой. Подготовка включает в себя следующие операции:

- очистку от грязи, масел, краски;

- промывку в различных растворах с последующей сушкой;

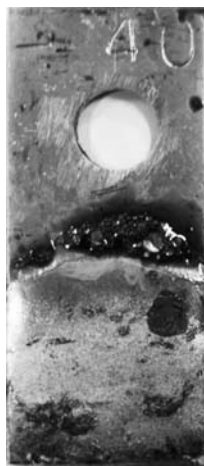


Рис. 1. Деталь из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после нанесения припоя ПОС 40 паяльником с применением флюса ЛМ1

- удаление оксидных пленок механическим или химическим способом;

- промывку в различных растворах с последующей сушкой.

Но и после проведения данных операций на некоторых металлах окисная пленка разрушается не полностью или образуется вновь. При окисленной поверхности степень диффузии припоя значительно уменьшается или диффузия полностью отсутствует [2].

Поверхность коррозионно-стойких сталей содержит стойкие оксиды и тяжело поддается смачиванию припоем, даже если при этом использовать дополнительный нагрев. Для низкотемпературной пайки коррозионно-стойких сталей в качестве флюса можно использовать ортофосфорную кислоту. Но она вызывает сильную коррозию стали, и для того чтобы ослабить коррозионное действие ортофосфорной кислоты, применяют активные флюсы, такие как ЛМ1, состоящий из ортофосфорной кислоты, этиленгликоля и канифоли. Пайка ведется в интервале температур 280...320 °С, так как при температуре 350 °С и выше флюс улетучивается, а спирт воспламеняется. Пайку производят паяльником или погружением в жидкий припой [3] (рис. 1).

Остатки флюса в виде продуктов реакций взаимодействия его компонентов с основным металлом и припоем почти всегда присутствуют на поверхности паяного соединения. Как правило, они ухудшают качество паяного соединения, портят внешний вид изделия, снижают коррозионную стойкость соединения [4]. Поэтому при низкотемпературной пайке коррозионно-стойких сталей необходима обязательная *отмывка деталей после пайки* ветошью, смоченной в растворителе или спирте.

Паяемость коррозионно-стойких сталей облегчается благодаря нанесению на соединяемые поверхно-



сти технологических покрытий, которые без затруднения паяются легкоплавкими припоями. В качестве таких покрытий используют медь, никель серебро и другие металлы [5].

Известен способ контактно-реактивной пайки, включающий борирование (борирование приводит к упрочнению поверхности) стальной промежуточной прокладки с плохой паяемостью и нанесение на боридный слой покрытия из цинка и меди или меди и цинка с хорошей паяемостью, причем в последнем случае промежуточную прокладку подвергают гомогенизирующему отжигу (диффузионный или гомогенизирующий отжиг применяют для устранения химической неоднородности, образовавшейся при кристаллизации металла) при температуре 360...380 °С в течение 3...4 ч в безокислительной атмосфере [6].

С помощью известного способа контактно-реактивной пайки изготавливают биметаллический инструмент с повышенной прочностью структуры паяного шва. Недостатком данного способа контактно-реактивной пайки является сложный и длительный по времени технологический цикл предварительной подготовки стальной промежуточной прокладки к процессу пайки.

Особенностью медного покрытия является, как было указано выше, то, что оно наносится путем погружения соединяемых деталей в расплав хлоридов металлов.

Наличие медного покрытия на поверхности коррозионно-стойкой стали, имеющей плохую паяемость, позволяет осуществлять ее пайку по технологии пайки меди (рис. 2). Медь — один из тех металлов, который очень хорошо поддается пайке. Это связано с тем, что поверхность меди может быть очень легко очищена от загрязнений и оксидов без применения особо агрессивных веществ. Оксидная пленка с поверхности меди удаляется очень легко. При использовании химического способа очистки применение 5%-ного раствора серной кислоты может оказаться достаточным для подготовки к пайке меди [3]. Поэтому для низкотемпературной пайки меди можно использовать не только флюсы, состоящие из хлоридов металлов, такие как

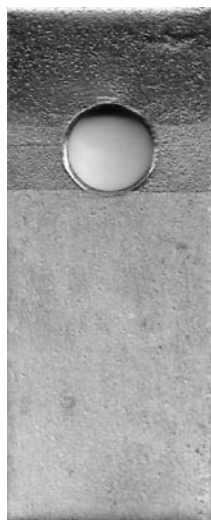
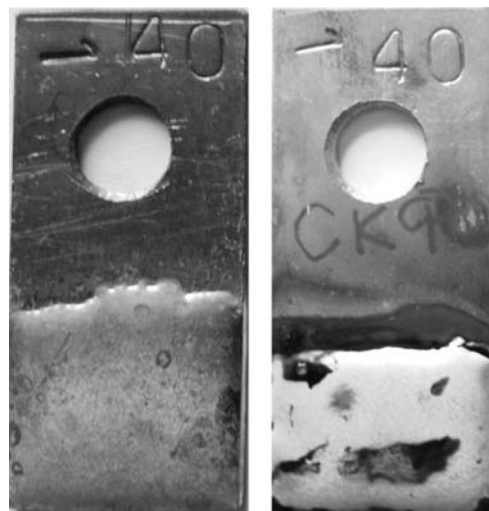


Рис. 2. Деталь с медным покрытием



а) б)

Рис. 3. Детали из меди М1 после нанесения припоя ПОС 40 паяльником с использованием в качестве флюса паяльной кислоты (а) и СКФ (б)

паяльная кислота (рис. 3, а), но и неактивные флюсы на основе канифоли, например СКФ (рис. 3, б).

Органические флюсы без добавления хлоридов металлов, как правило, некоррозионно-активны или очень слабоактивны. Их остатки можно не удалять с соединяемых поверхностей, что очень важно при проведении паяльных работ в приборостроении. Флюсы, содержащие хлориды металлов, способствуют коррозионному разрушению паяных швов и должны быть тщательно удалены после пайки [4].

Припой в процессе паяния в результате смачивания образует с поверхностью спаиваемой детали зону промежуточного сплава, причем качество паяния при наличии чистых металлических поверхностей будет зависеть от скорости растворения данного металла в припое: чем скорость растворения больше, тем качество пайки лучше. Таким образом, качество паяния зависит от скорости диффузии. Увеличению степени диффузии способствуют наличие чистых металлических поверхностей спаиваемых деталей. Пайка по горячему лужению оловом или оловянно-свинцовыми сплавами всегда дает более прочное соединение, чем по чистому металлу [2] (рис. 4).

Предлагаемый способ пайки (рис. 5) заключается в нанесении слоя меди в качестве промежуточного покрытия на поверхности деталей из коррозионно-стойких сталей и сплавов никеля, имеющих плохую паяемость. В этом случае пайку можно вести, как для обычной меди низкотемпературными при-

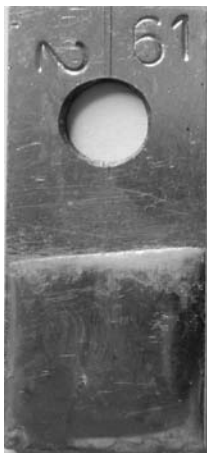


Рис. 4. Деталь из меди М1 после нанесения припоя ПОС 61 паяльником с предварительным горячим лужением в припое



Рис. 5. Деталь с медным покрытием после нанесения припоя ПОС 40 паяльником с применением флюса СКФ

полями, используя пайку паяльником или погружением в жидкий припой при сохранении качества паяного соединения [7].

### Выводы

1. Низкотемпературная пайка деталей из коррозионно-стойких сталей затруднена из-за образования на их поверхности оксидов.

2. Результаты исследований показывают, что низкотемпературная пайка коррозионно-стойких сталей со специальным покрытием с применением флюсов на основе хлоридов металлов и флюсов на основе канифоли может выполняться, как и пайка меди, с той лишь разницей, что после пайки деталей с применением флюсов на основе хлоридов металлов необходима обязательная промывка или протирка.

3. Пайка коррозионно-стойких сталей с применением флюсов на основе ортофосфорной кислоты или

с применением самой ортофосфорной кислоты также требует обязательного удаления остатков флюса в процессе пайки и после окончания пайки.

4. Предлагаемый способ соединения коррозионно-стойких сталей позволяет упростить процесс получения паяного соединения за счет нанесенного промежуточного покрытия на поверхности деталей из коррозионно-стойких сталей.

5. Экологическая ценность предлагаемого способа пайки заключается в том, что после пайки остатки органических флюсов можно не удалять с соединяемых поверхностей.

Таким образом, предложенный способ нанесения на спаиваемые детали специальных покрытий упрощает процесс пайки и снижает затраты.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каржавин В.В. Металлические покрытия, наносимые в расплавах солей, их исследование и использование в процессах обработки металлов давлением // Трение и износ. 1992. Т. 13. № 3. С. 487–495.
2. Одноралов Н.В. Секреты мастера // Сделай сам. 1991. № 2. С. 61–68.
3. Лашко С.В., Лашко И.В. Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1988. 376 с.
4. Справочник по пайке / под ред. С.Н. Лоцманова, И.Е. Петрунина, В.П. Флорова. М.: Машиностроение, 1975. 407 с.
5. Краткий справочник паяльщика / И.Е. Петрунин, И.Ю. Маркова, Л.Л. Гржимальский и др.; под общ. ред. И.Е. Петрунина. М.: Машиностроение, 1991. 224 с.
6. А.с. СССР № 1234090, 4 МПК В23К1/20. Способ контактно-реактивной пайки. Приоритет от 17.01.1985. Опубл. 30.05.1986.
7. Пат. России № 2359793, МПК В23К1/19, В23К1/20. Способ подготовки к пайке деталей из коррозионно-стойких сталей и сплавов никеля (варианты). Приоритет от 23.01.2009. Опубл. 27.06.2009.
8. Марочник сталей и сплавов / под ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.

С.А. Клименко, А.О. Нос, Ю.Э. Рыжов  
(Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев),  
М.Л. Хейфец (ГНПО "Центр" НАН Беларуси, г. Минск),  
В.С. Ивашко (Белорусский национальный технический университет, г. Минск)  
E-mail: atmu@ism.kiev.ua

## Фрактальный анализ структуры и эксплуатационных свойств газоплазменных покрытий системы Ni–Cr–B–Si\*

*Представлены результаты исследования структуры напыленных покрытий системы Ni–Cr–B–Si с использованием мультифрактального анализа. Показана связь твердости покрытий с характеристиками их структуры, выполнено сравнение покрытий по их способности адаптироваться к внешнему нагружению.*

**Ключевые слова:** напыленное покрытие, структура, свойства, фрактальный анализ.

*The article presents the results of studies of the structure of sprayed coatings Ni–Cr–B–Si using multifractal analysis. Here has been shown the relation of the hardness of the coatings and characteristics of their structure, and the comparison of the coatings depending on the ability to adapt to external stress was made.*

**Keywords:** sprayed coating, structure, properties, fractal analysis.

### Введение

Для прогнозирования эксплуатационных свойств деталей машин и управления их работоспособностью большое значение имеет комплексная оценка их структурного состояния [1]. Особенно это актуально при изготовлении деталей из материалов с гетерогенной структурой и, как следствие, с нестабильными свойствами. Примером таких материалов являются защитные покрытия системы Ni–Cr–B–Si, напыленные газотермическим методом [2]. Для исследования структуры и особенностей механических свойств таких материалов перспективно применение метода мультифрактальной параметризации [3, 4].

В общем случае для характеристики материалов необходимо учитывать как параметры их структуры и показатели механических свойств, так и химический состав — изделия из материалов с близкими по значениям свойствами, но разных по химическому составу, будут различаться по эксплуатационным показателям. В свою очередь, химический состав материала определяется химическим составом исходных компонентов и особенностями технологий получения конечного продукта — применительно к напыленным порошковым покрытиям необходимо рассматривать химический состав исходных порошков и параметры технологий формирования покрытий.

В настоящей работе предпринята попытка анализа связи "технология—структура—свойства" применительно к напыленным газоплазменным порошковым покрытиям системы Ni–Cr–B–Si на основе мульти-

фрактальных представлений о структурных особенностях материалов.

### Методика исследований

Исследовались покрытия системы Ni–Cr–B–Si серии ПГ-СР, полученные газоплазменным напылением с оплавлением гранулированными порошками. Химический состав исходных порошков и значения некоторых показателей механических свойств напыленных покрытий приведены в табл. 1, 2.

Напыление покрытия и его оплавление выполнялись с использованием ацетилен-кислородного пламени. Расход рабочих газов — 0,25...0,3 м<sup>3</sup>/ч.

Для определения мультифрактальных параметров структуры покрытий использовалась компьютерная программа MFRDrom [5, 6]. Изображение структур газотермических покрытий серии ПГ-СР с оплавлением приведено на рис. 1. На шлифах структур покрытий анализировались по шесть участков. Средние значения мультифрактальных параметров структур напыленных покрытий, определенные по псевдоспектрам [3] при генерации мер по черным пикселям с  $q_{\max} = 160$  ( $q$  — множитель Лежандра, характеризующий меру однородности исследуемого объекта), представлены в табл. 3.

В работе оценивались следующие мультифрактальные параметры [5]:

$\Delta_q$  — степень упорядоченности и нарушения симметрии для общей конфигурации структуры в целом. Увеличение (по модулю)  $\Delta_q$  показывает, что в структуре имеет место большее количество периодических составляющих, система накачивается информацией (не-

\* Работа выполнена при поддержке ГФФИ Украины № Ф 54.2/022 и БРФФИ № Т13К-033.

Таблица 1

Химический состав порошков для покрытий серии ПГ-СР

| Марка покрытия | Содержание элементов, % |           |             |           |           |     |             |      |
|----------------|-------------------------|-----------|-------------|-----------|-----------|-----|-------------|------|
|                | Основа                  | С         | Cr          | Si        | В         | Fe  | S, не более | P    |
| ПГ-СР2         | Ni                      | 0,2...0,5 | 12,0...15,0 | 2,0...3,0 | 1,5...2,1 | 5,0 | 0,04        | 0,04 |
| ПГ-СР3         |                         | 0,4...0,7 | 13,5...16,5 | 2,5...3,5 | 2,0...2,8 |     |             |      |
| ПГ-СР4         |                         | 0,6...1,0 | 15,0...18,0 | 3,0...4,5 | 2,8...3,8 |     |             |      |

Таблица 2

Механические свойства напыленных покрытий серии ПГ-СР

| Марка покрытия | Средняя твердость HRC | Модуль упругости, $10^5$ , МПа | Временное сопротивление, МПа | Коэффициент Пуассона | Относительная износостойкость (по отношению к стали 45) |
|----------------|-----------------------|--------------------------------|------------------------------|----------------------|---|
| ПГ-СР2         | 35                    | 12,6                           | 400...450                    | —                    | 3,2...3,9   |
| ПГ-СР3         | 45                    | —                              | —                            | —                    | 4,0...4,3   |
| ПГ-СР4         | 55                    | 3,56...3,96                    | 320...350                    | 0,242...0,258        | 3,5...4,0   |

гэнтропией) и в ней возрастает степень нарушения симметрии;

$f_q$  — мера однородности структуры, показатель характера распределения единичных элементов струк-

туры в евклидовом пространстве, охватывающем структуру. Чем больше  $f_q$ , тем структура более однородна для канонических вариантов спектров, и наоборот для псевдоспектров;

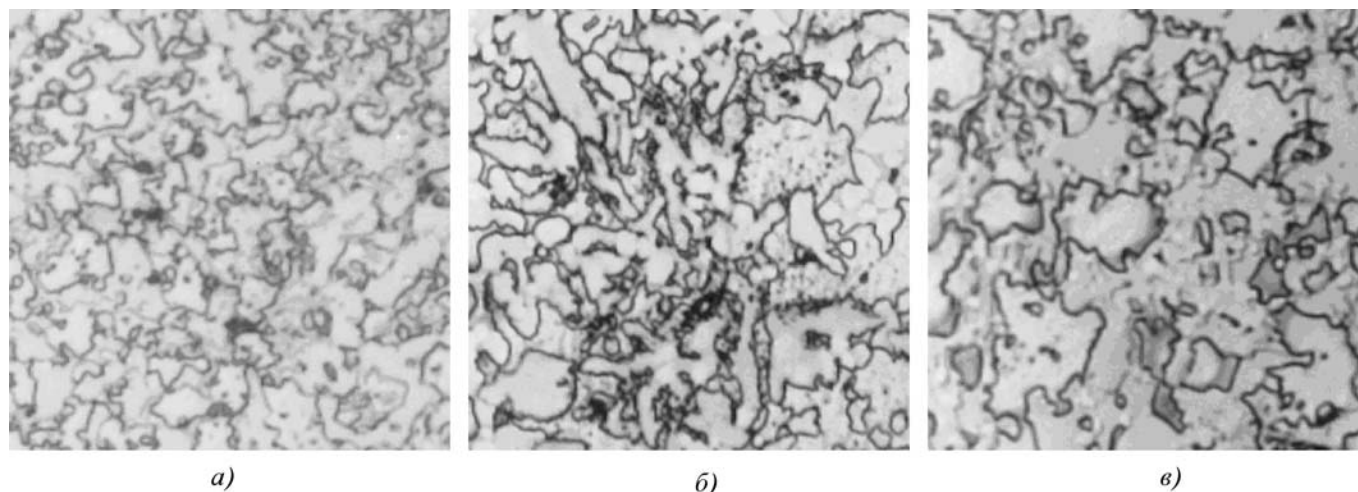


Рис. 1. Структуры напыленных покрытий:  
а — ПГ-СР-2; б — ПГ-СР-3; в — ПГ-СР-4



Значения мультифрактальных параметров структур напыленных покрытий серии ПГ-СР

| Марка покрытия | $\Delta_q$             | $f_q$                 | $D_0$                 | $D_1$                 | $D_2$                 | $D_q$                 |
|----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| ПГ-СР2         | $-0,42750 \pm 0,05450$ | $4,55050 \pm 0,37656$ | $1,42050 \pm 0,11050$ | $1,51850 \pm 0,10350$ | $1,57267 \pm 0,09933$ | $1,94617 \pm 0,03883$ |
| ПГ-СР3         | $-0,37533 \pm 0,10667$ | $4,49583 \pm 0,56017$ | $1,48617 \pm 0,20383$ | $1,56583 \pm 0,18717$ | $1,60650 \pm 0,17550$ | $1,94100 \pm 0,04400$ |
| ПГ-СР4         | $-0,26050 \pm 0,04550$ | $3,95300 \pm 0,41100$ | $1,65333 \pm 0,05067$ | $1,72250 \pm 0,04850$ | $1,75650 \pm 0,04650$ | $1,98317 \pm 0,00583$ |

$D_0, D_1, D_2, D_q$  – элементы спектра размерностей Реньи, характеризующего распределение точек в исследуемой области пространства:  $D_0$  – размерность Хаусдорфа–Безиковича (фрактальная размерность), характеризующая однородность фрактального множества;  $D_1$  – информационная размерность, характеризующая скорость роста количества информации при  $q \rightarrow 0$ ;  $D_2$  – корреляционная размерность, характеризующая вероятность нахождения в одной и той же ячейке пространства двух точек множества;  $D_q$  – экстремальные значения энтропий Реньи для данной структуры в случае плоских и объемных мультифрактальных множеств, при достижении которых фрактальные множества вырождаются.

### Результаты исследований

Для установления зависимости между параметрами структуры покрытий и исходным химическим составом порошков предлагается использовать представление о статистическом весе атомов стабильных конфигураций (SVASK) [7].

В соответствии с конфигурационной моделью вещества [7, 8] в химических соединениях возможно существование двух электронных подсистем: коллективизированной и локализованной. При этом наиболее стабильными электронными конфигурациями являются те, у которых суммарные спиновые моменты при образовании химических соединений минимальны. К ним относятся квантовые состояния  $p$ -,  $d$ -,  $f$ -,  $s$ -оболочек. В химических соединениях эти электронные конфигурации могут быть локализованными или около атомных остовов, или в направлениях химических связей между атомами. Наиболее прочной химической связью должны отличаться незаполненные электронные конфигурации атомов, входящих в соединение. Для коллективизированных электронов характерна большая потенциальная энергия в сравнении с локализованными. За счет этого увеличивается их химическая активность или реакции протекают в

направлении образования соединений, которые для данных условий отличаются большим SVASK.

Таким образом, величина SVASK может быть использована для количественного описания первой ветви материаловедческой триады "технология–структура–свойства".

В связи с отсутствием точных данных по фазовому составу в качестве величины, количественно определяющей химический состав рассматриваемых напыленных покрытий, рассчитаем SVASK материала как суммарный для элементного состава исходных порошков для покрытия (по ГОСТ 21448–75), используя выражение

$$SVASK = \frac{\sum_1^i (K_i \cdot SVASK_i)}{100},$$

где  $K_i$  – процентное содержание  $i$ -го элемента;  $SVASK_i$  – значение SVASK  $i$ -го элемента. Данные для расчетов приняты по [7, 8].

Математическая обработка данных по величинам SVASK и средней твердости напыленных покрытий серии ПГ-СР позволила получить следующую линейную зависимость:  $HRC = -118,12 + 6,05(SVASK)$ , среднее арифметическое и квадратическое  $R = 0,999$  и  $Sd = 0,47$  соответственно.

Из сравнения полученных данных видно, что напыленные покрытия, сформированные по одной технологии, но из порошков с разным процентным содержанием составляющих, характеризуются различными структурами, которые имеют разные значения мультифрактальных характеристик (рис. 2).

В свою очередь, механические свойства покрытий, в частности твердость, непосредственно определяются их структурой, которая может быть количественно оценена мультифрактальными показателями (рис. 3). Как видно, чем ниже размерность Хаусдорфа–Безиковича, выше степень упорядоченности и мера однородности структуры, тем ниже твердость

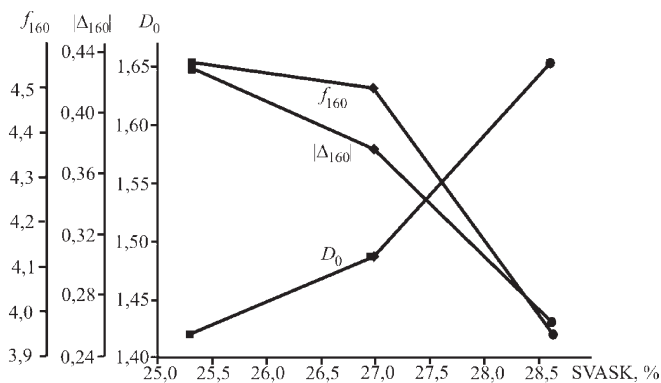


Рис. 2. Связь мультифрактальных характеристик структуры (фрактальной размерности  $D_0$ , степени упрочненности  $f_{160}$ , меры однородности  $|\Delta_{160}|$ ) напыленных покрытий серии ПГ-СР с величиной SVASK

напыленного покрытия серии ПГ-СР системы Ni-Cr-B-Si.

Для обеспечения работоспособности покрытий в эксплуатации большое значение имеет способность их структуры адаптироваться к внешнему нагружению. Под адаптацией в данном случае понимается способность структуры материала трансформироваться без какого-либо необратимого повреждения (разрушения).

Переход от обратимого повреждения материала изделия к необратимому представляет собой неравновесный фазовый переход, понимание механизма которого дает важную информацию о критическом структурном

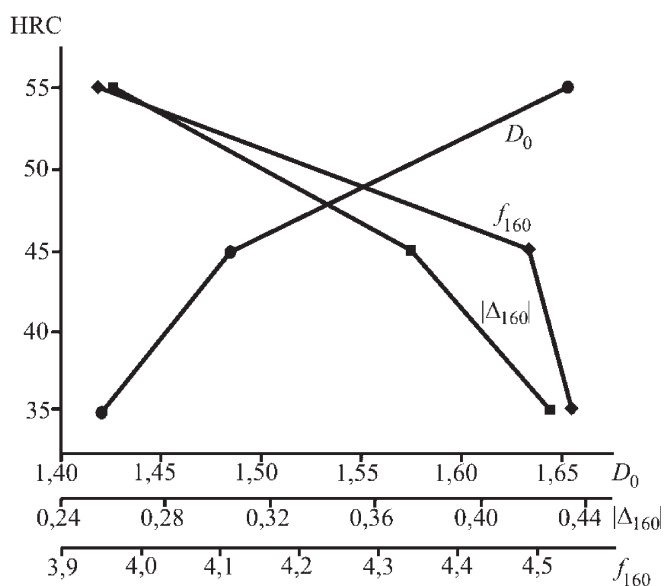


Рис. 3. Связь твердости покрытий серии ПГ-СР с мультифрактальными характеристиками структуры (фрактальной размерностью  $D_0$ , степенью упорядоченности  $f_{160}$ , мерой однородности  $|\Delta_{160}|$ )

состоянии материала, в пределах которого структура способна адаптироваться к изменяющимся внешним условиям без утраты своей целостности [9].

В [10] рассмотрены условия достижения граничного состояния неорганических фрактальных сред и установлено, что связь между фрактальной размерностью  $D_f$  и коэффициентом Пуассона  $\nu$  для плоских фрактальных сред определяется соотношением

$$D_f = 1 + \nu.$$

Если учесть, что адаптация структуры металлов и сплавов к внешнему воздействию связана с нарушением Ф-симметрии, реализующейся при различных механизмах деформации (рекристаллизации, квазиупругой, упругопластической, пластической и перколяции), то для мультифрактальных структур приведенное соотношение имеет вид

$$D_q^C = 1 + \nu_{\text{эф}}^*,$$

где  $\nu_{\text{эф}}^*$  – критический эффективный коэффициент Пуассона, контролирующий переход от одного механизма адаптации к другому;  $D_q^C$  – пороговое значение  $D_q$ , соответствующее утрате стабильности адаптации структуры к внешнему воздействию при реализации данного механизма деформации. Поэтому при смене механизма деформации, контролирующего адаптацию структуры к внешнему воздействию при достижении максимальной степени симметрии, критическое значение степени упорядоченности  $|\Delta_q^C|$  определяется достижением критического значения эффективного коэффициента Пуассона  $\nu_{\text{эф}}^*$ . Самоподобный переход от одного контролирующего механизма деформации структуры к другому определяется принципом кумулятивной обратной связи, в соответствии с которым конечное значение  $(\Delta_q^C)_{i+1}$  для предыдущего механизма адаптации является начальным для последующего.

Критическое значение  $D_q^C$  при  $|\Delta_q| = |\Delta_q^C|$  может быть использовано для расчета показателя  $Z_A$ , интегрально учитывающего запас способности структуры к адаптации для сохранения устойчивого развития системы и ее целостности на макроуровне.

Поскольку нарушение Ф-симметрии, обусловленное внешним влиянием, проявляется в виде специфических структур мультифракталов, очевидно, что мультифрактальная параметризация структур материалов, которые подвергаются разным видам воздействия, является прямым методом определения адаптивных свойств структуры [4].

Концепция фрактальной симметрии структуры материалов и развитая на ее основе трактовка зарождения мультифрактала как результата нарушения симметрии позволяют использовать информацию о нарушении

Ф-симметрии для анализа механизма адаптации фрактальной структуры к внешнему воздействию. С учетом этого установлена связь между критическим значением обобщенной размерности Реньи  $D_q^*$ , отвечающим вырождению мультифрактального множества при максимальном нарушении Ф-симметрии, и степенью упорядоченности структуры  $|\Delta_q|$  для этого состояния.

Вырождение мультифрактала при достижении максимального нарушения Ф-симметрии определяется условием [11]

$$D_q^* = (1 - |\Delta_q|/2) D_1 = A_m^{\max} D_1,$$

где  $D_1$  – граничное значение  $D_q$ , отвечающее зарождению мультифрактала при данном  $\Delta_q$ ;  $A_m^{\max} = 1 - |\Delta_q|/2$  – максимальное значение меры способности структуры к адаптации  $A_m$ , которое достигается при  $D_q^*$ .

Карта адаптации структуры материала к внешнему воздействию в общем виде формируется из трех областей – адаптации, деградации и необратимой повреждаемости (разрушения). Область адаптации ограничена вертикальной линией при  $\Delta_q = 0$ , горизонтальной линией при  $D_q^* = 2$  и наклонной линией  $D_q^C$ , характеризующей переход от обратимой повреждаемости к необратимой.

Границе, отделяющей область адаптации от области деградации, отвечает отрезок вертикали при  $\Delta_q = 0,5$ , что соответствует аморфизации кристаллической структуры в локальных областях металлов и сплавов, подвергнутых деформации [11].



Рис. 4. Карта адаптации структур напыленных покрытий серии ПГ-СР системы Ni–Cr–B–Si:

● – ПГ-СР2; ■ – ПГ-СР3; ○ – ПГ-СР4; механизмы адаптации: Р – рекристаллизация; КУ – квазиупругая деформация; УП – упругопластическая деформация; П – пластическая деформация; ПР – перколяция

Запас способности структуры к адаптации к внешнему воздействию  $Z_A$  рассчитывается по формуле

$$Z_A = D_q^* - D_q^C.$$

По данным, приведенным в табл. 4, на рис. 4 построены карты адаптации структур к внешнему воздействию для напыленных покрытий системы Ni–Cr–B–Si.

Таблица 4

Показатели мультифрактального анализа и способности структуры напыленных покрытий системы Ni–Cr–B–Si к адаптации

| Показатель                          | Номер образца |         |         |         |         |         |
|-------------------------------------|---------------|---------|---------|---------|---------|---------|
|                                     | 1             | 2       | 3       | 4       | 5       | 6       |
| <b>Покрытие ПГ-СР2</b>              |               |         |         |         |         |         |
| $D_1$                               | 1,51600       | 1,52300 | 1,48000 | 1,48900 | 1,62200 | 1,48100 |
| $D_{160}$                           | 1,92100       | 1,95200 | 1,91400 | 1,97100 | 1,98500 | 1,93400 |
| $ \Delta_{160}  = D_1 - D_{160}$    | 0,40500       | 0,42900 | 0,43400 | 0,48200 | 0,36300 | 0,45200 |
| $A_m^{\min} = 1 -  \Delta_{160} $   | 0,59500       | 0,57100 | 0,56600 | 0,51800 | 0,63700 | 0,54800 |
| $A_m^{\max} = 1 -  \Delta_{160} /2$ | 0,79750       | 0,78550 | 0,78300 | 0,75900 | 0,81850 | 0,77400 |

| Показатель                          | Номер образца |          |         |         |         |          |
|-------------------------------------|---------------|----------|---------|---------|---------|----------|
|                                     | 1             | 2        | 3       | 4       | 5       | 6        |
| $D_{160} = D_{160} A_m^{\max}$      | 1,53200       | 1,53330  | 1,49866 | 1,49599 | 1,62472 | 1,49692  |
| $D_{160}^C = 1 +  \Delta_{160} $    | 1,40500       | 1,42900  | 1,43400 | 1,48200 | 1,36300 | 1,45200  |
| $Z_A = D_{160} - D_{160}^C$         | 0,12700       | 0,10430  | 0,06466 | 0,01399 | 0,26172 | 0,04492  |
| <b>Покрытие ПГ-СР3</b>              |               |          |         |         |         |          |
| $D_1$                               | 1,53300       | 1,42300  | 1,56000 | 1,66400 | 1,75300 | 1,46200  |
| $D_{160}$                           | 1,90000       | 1,90600  | 1,93200 | 1,97900 | 1,98500 | 1,94400  |
| $ \Delta_{160}  = D_1 - D_{160}$    | 0,36800       | 0,48200  | 0,37200 | 0,31500 | 0,23300 | 0,48200  |
| $A_m^{\min} = 1 -  \Delta_{160} $   | 0,63200       | 0,51800  | 0,62800 | 0,68500 | 0,76700 | 0,51800  |
| $A_m^{\max} = 1 -  \Delta_{160} /2$ | 0,81600       | 0,75900  | 0,81400 | 0,84250 | 0,88350 | 0,75900  |
| $D_{160} = D_{160} A_m^{\max}$      | 1,55040       | 1,44665  | 1,57265 | 1,66731 | 1,75375 | 1,47550  |
| $D_{160}^C = 1 +  \Delta_{160}^C $  | 1,36800       | 1,48200  | 1,37200 | 1,31500 | 1,23300 | 1,48200  |
| $Z_A = D_{160} - D_{160}^C$         | 0,18240       | -0,03535 | 0,20065 | 0,35231 | 0,52075 | -0,00650 |
| <b>Покрытие ПГ-СР4</b>              |               |          |         |         |         |          |
| $D_1$                               | 1,69400       | 1,71000  | 1,77100 | 1,75700 | 1,72800 | 1,67500  |
| $D_{160}$                           | 1,98200       | 1,97500  | 1,98900 | 1,98900 | 1,98300 | 1,98100  |
| $ \Delta_{160}  = D_1 - D_{160}$    | 0,28800       | 0,26400  | 0,21800 | 0,23200 | 0,25500 | 0,30600  |
| $A_m^{\min} = 1 -  \Delta_{160} $   | 0,71200       | 0,73600  | 0,78200 | 0,76800 | 0,74500 | 0,69400  |
| $A_m^{\max} = 1 -  \Delta_{160} /2$ | 0,85600       | 0,86800  | 0,89100 | 0,88400 | 0,87250 | 0,84700  |
| $D_{160} = D_{160} A_m^{\max}$      | 1,69659       | 1,71430  | 1,77220 | 1,75828 | 1,73017 | 1,67791  |
| $D_{160}^C = 1 +  \Delta_{160} $    | 1,28800       | 1,26400  | 1,21800 | 1,23200 | 1,25500 | 1,30600  |
| $Z_A = D_{160} - D_{160}^C$         | 0,40859       | 0,45030  | 0,55420 | 0,52628 | 0,47517 | 0,37191  |

При размещении критических значений показателей способности структуры к адаптации в области упругопластической деформации структуры покрытий находятся в стабильном состоянии, а при выходе из

нее или при приближении к линии, характеризующей переход от обратимой повреждаемости к необратимой, имеет место нарушение стабильности системы, сопровождающееся сменой механизма адаптации.



Карты адаптации структур покрытий к внешнему воздействию позволяют наглядно сравнить структуры покрытий в партии изделий, а также оценить отличия структур различных участков поверхности изделия друг от друга.

Анализ карты адаптации, представленной на рис. 4, позволяет заключить, что самая меньшая разница в значениях меры запаса структуры к адаптации имеет место для образцов покрытия ПГ-СР4. При этом мера запаса структуры к адаптации для данного покрытия имеет наивысшее значение, а его максимальная величина  $Z_A = 0,5542$ . Самая значительная разница в значениях меры запаса структуры к адаптации наблюдается для образцов покрытия ПГ-СР3. Следует отметить, что отдельные образцы покрытия обладают структурой, которая попадает в зону необратимой повреждаемости.

Анализируя результаты мультифрактальной параметризации и критические показатели способности структуры покрытий к адаптации, можно сказать, что для покрытий, для которых имеют место большие величины показателей механических свойств, в частности твердости, характерны наивысшие значения фрактальной размерности  $D_0$  и наименьшие значения показателей степени упорядоченности и меры однородности структуры, а также характерна наибольшая способность адаптироваться к внешнему нагружению.

### Выводы

Применительно к напыленным покрытиям системы Ni–Cr–B–Si экспериментально подтверждена триада "технология – структура – свойства": установлена связь исходных химических составляющих покрытий с мультифрактальными параметрами структуры, мультифрактальных параметров структуры покрытий с их твердостью, способности структуры покрытий адаптироваться к внешнему нагружению с мультифрактальными параметрами их структуры.

Установлены значения показателей мультифрактальной параметризации, дающие представление о текущем состоянии структуры материала и позволяющие наглядно сравнивать между собой различные образцы покрытий или рассматривать неравномерность свойств покрытия на различных участках изделий. Совокупность мультифрактальных параметров структуры покрытий, отвечающих ее упругопластической

деформации, характеризует стабильное состояние системы.

Показатели мультифрактальной параметризации структуры целесообразно использовать для оптимизации технологических процессов изготовления изделий с защитными покрытиями, работающих в заданных условиях эксплуатации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технологические** основы управления качеством машин / А.С. Васильев, А.М. Дальский, С.А. Клименко и др. М.: Машиностроение, 2003. 256 с.
2. **Теория** и практика нанесения защитных покрытий / П.А. Витязь, В.С. Ивашко, А.Ф. Ильющенко и др. Минск: Беларус. навука, 1998. 583 с.
3. **Синергетика** и фракталы в материаловедении / В.С. Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксагоев. М.: Наука, 1994. 384 с.
4. **Оксагоев А.А.** Мультифрактальный анализ нелинейной динамики адаптивности структуры материалов к внешним воздействиям // Прикладная синергетика – II. Сб. научн. тр. Уфа: Изд-во УГНТУ, 2004. Т. 2. С. 7–14.
5. **Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж.** Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Ижевск: Регулярная и хаотическая динамика, 2001. 105 с.
6. **Клименко С.А., Мельничук Ю.О., Встовский Г.В.** Фрактальна параметризація структури матеріалів, їх оброблюваність різанням та зносостійкість різального інструменту. Київ.: ІНМ ім. В.М. Бакуля, 2009. 170 с.
7. **Самсонов Г.В., Прядко Л.Ф., Прядко И.Ф.** Электронная локализация в твердом теле. М.: Наука, 1976. 315 с.
8. **Гаршин А.П., Гропянов В.М., Лагунов Ю.В.** Абразивные материалы. Л.: Машиностроение, 1983. 231 с.
9. **Чиркова А.Г., Авдеева Л.Г., Оксагоев А.А.** Анализ адаптивности структуры стали 20Х23Н18 к необратимой повреждаемости в условиях эксплуатации в качестве материала труб змеевиков печей пиролиза углеводородов // Прикладная синергетика – II: Сб. научн. тр. Уфа: Изд-во УГНТУ, 2004. Т. 2. С. 15–21.
10. **Структурная** устойчивость и динамическая прочность неорганических материалов / В.Б. Лазарев, А.С. Баланкин, А.Д. Изотов, А.А. Кожушко. М.: Наука, 1993. 176 с.
11. **Оксагоев А.А., Закирничная М.М.** Модифицированная карта адаптации структуры материалов к внешнему воздействию // Прикладная синергетика – II: Сб. научн. тр. Уфа: Изд-во УГНТУ, 2004. Т. 2. С. 45–51.

<sup>1</sup>В.Н. Кокорин, <sup>2</sup>А.А. Скворцов, <sup>1</sup>М.А. Брызгин, <sup>1</sup>Н.А. Сизов, <sup>1</sup>А.В. Кокорин  
 (<sup>1</sup>Ульяновский государственный технический университет,  
<sup>2</sup>Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))  
 E-mail: vnkokorin@mail.ru

## Аналитико-экспериментальные исследования процесса прессования и структурообразования при интенсивном уплотнении увлажненных механических смесей

*Представлены исследование и моделирование механизма структурообразования в процессе интенсивного уплотнения с использованием эффекта межчастичного сращивания.*

**Ключевые слова:** уплотнение, порошок, механические свойства, детали.

*The article presents a study and modeling of the mechanism of structure formation in the process of intensive compaction using the effect of the interparticle splicing.*

**Keywords:** seal, powder, the mechanical properties, parts.

Развитие порошковой металлургии основывается в значительной мере на разработке и использовании новых прогрессивных технологий консолидации дисперсных металлов, направленных на существенную минимизацию остаточной пористости и создание регламентированной структуры материала.

В экспериментальных исследованиях, проведенных на кафедре "Материаловедение и ОМД" Ульяновского государственного технического университета, изучались вопросы структурообразования при прессовании структурно-неоднородных плотноупакованных механических смесей из железосодержащих порошковых материалов в присутствии жидкой фазы (вода, ацетон). Использована жесткая пресс-форма, состоящая из обоймы, верхнего пуансона и оправки. Прессование осуществлялось на гидравлическом прессе модели ПГ-60 с использованием односторонней схемы приложения статической нагрузки. Выбор диапазона прикладываемых усилий определялся природой использованного материала (железный порошок АНС100.29).

В экспериментах использовали следующие механические смеси:

железный порошок;

железный порошок и жидкая фаза (вода) в пропорции 85:15, исходная влажность  $W_0 = 15\%$ ;

железный порошок и жидкая фаза (ацетон) в пропорции 85:15, исходная влажность  $W_0 = 15\%$ .

Выбор жидкой фазы определяется различной вязкостью применяемых жидкостей.

По результатам экспериментов построены кривые уплотняемости для трех видов механических смесей (рис. 1), обоснована концепция стадийности процессов прессования металлических порошков в присутствии жидкой фазы.

Уплотнение сыпучей среды сопровождается двумя процессами: межчастичным смещением (структурной деформацией) и деформацией самих частиц с образованием и расширением зон контактов. Структурная деформация преобладает на начальной стадии уплотнения и может быть достаточно протяженной.

В работе [1] установлено, что если контактные напряжения превышают прочность контактных поверхностей, то происходит их частичное разрушение с образованием поровых каналов, соединяющих закрытые поры с тупиковой и внешней газовой средой (рис. 2, б), что наглядно устанавливается на IV стадии уплотнения (см. рис. 1).

Были проведены металлографические исследования по изучению структурообразования на различных (I...V) стадиях уплотнения (см. рис. 2). Использован микроскоп OLIMPUS (программное обеспечение SIAMS 700) с увеличением  $\times 100$ ;  $\times 200$ ;  $\times 400$ . Проводилась следующая подготовка образцов:

а) травление четырехпроцентным раствором азотной кислоты (изучение межграницных контактов);

б) полирование, после которого образцы (без травления) использовались для установления общей пористости и траектории образования поровых кластеров.

Установлено, что на IV, V стадиях прессования (образцы группы "а") наблюдается интенсивный рост зерен (объединение в единый конгломерат соседних зерен за счет межкристаллического сращивания). Данный эффект был отмечен профессором А.П. Гуляевым при изучении структуры деформируемых тел [2]. Им была предложена модель рассыпания (растворения) границ зерен, механизмом которого является двойникование. Полное растворение границ приводит к объединению соседних зерен в единый зеренный конгломерат.

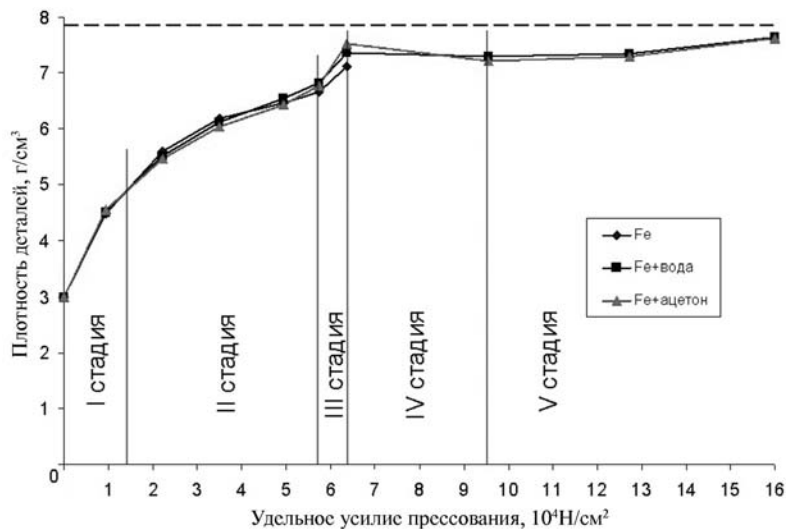


Рис. 1. Экспериментальные кривые уплотнения в присутствии жидкой фазы

Развитие сращивания происходит в результате синхронной с деформацией миграции границ одних контактирующих зерен за счет других [1].

Интенсивное межкристаллическое сращивание при прессовании механических смесей с использованием жидкой фазы установлено на IV, V стадиях прессования (см. рис. 2, в, г), причем завершение образования зеренных конгломератов наблюдается на V стадии, где моделируется регламент экструзии.

Таким образом, установлено явление межчастичного сращивания на завершающих стадиях прессова-

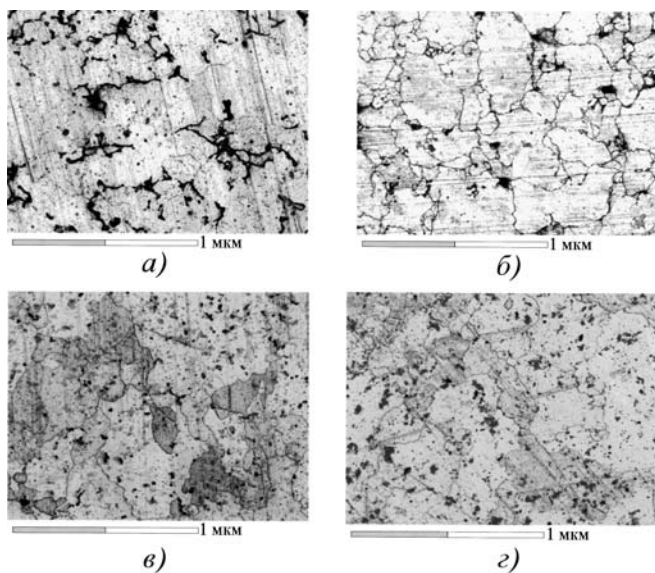


Рис. 2. Постадийное структурообразование при прессовании механических смесей:

а – II стадия; б – III стадия; в – IV стадия; г – V стадия

ния, что обуславливает существенное повышение уровня механических свойств отпрессованных заготовок и деталей.

На процесс формирования требуемого уровня механических, технологических и эксплуатационных свойств влияет множество разнообразных факторов, между которыми существуют сложные взаимосвязи с различной степенью индетерминизма. Дать комплексную и единую оценку этого влияния на основе описанных результатов сложно. Поэтому аналитико-теоретические исследования должны быть дополнены и расширены путем проведения аналитико-экспериментальных работ. Кроме того, теоретические зависимости, полученные при использовании ряда допущений, подлежат экспериментальной проверке и развитию для обеспечения надежности исследований.

Следует отметить, что ряд проблем для исследований обусловлен потребностями рынка и производителей продукции.

### Цель и задачи исследований

Целью исследований является верификация теоретических моделей и установление закономерностей структурообразования при прессовании механических смесей теоретической плотности (или близкой к ней), условий и параметров образования явления межчастичного схватывания, обеспечивающего высокий уровень физико-механических свойств и качества изделия, а также технологических решений утилизации увлажненных техногенных отходов черной металлургии.

Основные задачи исследования:

- верификация теоретических моделей;
- выявление деформационных и технологических характеристик процесса интенсивного уплотнения гетерофазных увлажненных смесей;
- установление механизма образования связанной межчастичной структуры при интенсивном уплотнении;
- выявление параметров, влияющих на уровень физико-механических свойств изделий;
- исследование специальных вопросов, актуальных для практики.

### Основные факторы процесса и применяемые методы

Основными факторами, влияющими на процесс уплотнения механической смеси в присутствии жид-

кой фазы при одностороннем статическом нагружении, являются:

характеристика элементов (кластеров) механической смеси (гранулометрический состав металлического порошка, плотность и вязкость заполняющей жидкой фазы, общая влажность механической смеси);

технологические характеристики (межинструментальный зазор, состав механической смеси, схема напряженно-деформированного состояния и прикладываемое давление);

геометрические характеристики инструмента.

В качестве основных методов исследований использовались:

метод тензометрирования;

геометрические методы измерения линейных величин;

метод измерения твердости по Бринеллю;

методы (гидростатический и массовый) измерения плотности тела;

методы статистического анализа;

телекоммуникационный метод анализа поровой поверхности;

металлографические методы исследования структуры и поровой топологии;

методы рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии;

методы определения прочности на растяжение.

### Программа исследований и применяемые средства

Программа исследований предусматривала следующие основные этапы:

1. Экспериментальные исследования процесса уплотнения и формирования сложной гетерофазной структуры.

2. Исследование энергосиловых и технологических параметров процесса структурообразования при уплотнении механических смесей.

3. Изучение бокового давления в условиях прессования механической смеси с наличием жидкой фазы.

4. Исследование макро-, микро- и субструктуры, изучение механизма межчастичного сращивания.

5. Изучение специальных вопросов интенсивного уплотнения гетерофазной смеси (влияние зазора на массопотери, выявление температурного градиента заполняющей фазы при постадийном уплотнении).

При реализации программы теоретико-экспериментальных исследований применялись оборудование, инструменты и приборы, указанные в табл. 1.

Другие средства измерений и вспомогательные средства указаны в соответствующих разделах работы.

Таблица 1

### Оборудование, инструменты и приборы для теоретико-экспериментальных исследований

| Наименование                      | Назначение  |
|-----------------------------------|---|
| Экспериментальная оснастка        | Исследование процессов уплотнения, структурообразования и бокового давления |
| Испытательная машина УМ-50        | Прессование заготовок   |
| Гидравлический пресс ПГ-60        | Прессование брикетов  |
| Прибор ПМТ-3                      | Измерение твердости   |
| Микроскоп МИМ-8                   | Изучение микроструктуры   |
| Рентгеновский рефрактометр ДРОН-3 | Исследование тонкой структуры   |
| Электронный микроскоп             | Исследование субмикроструктуры  |
| Тензодатчики сопротивления        | Исследование бокового давления  |
| Усилитель тензометрический УТЧ-1  | Преобразование сигналов с первичных датчиков                                |
| Установка "ИМАШ"                  | Механические испытания образцов на растяжение                               |
| Электронные аналитические весы    | Определение масс навески и прессовки  |
| Микрометр                         | Измерение линейных размеров заготовок и оснастки                            |
| Цифровой фотоаппарат              | Фотографирование образцов и структуры                                       |
| Компьютер Pentium-4               | Статистическая обработка результатов, выполнение расчетов                   |
| Цифровой мультиметр               | Измерение температуры жидкости  |

### Применяемые материалы

Выбор материалов для экспериментального исследования процессов уплотнения был predetermined наиболее распространенным видом металлопорошковой продукции конструкционного назначения, используемой в машино- и автомобилестроении (детали на железной основе), а также доминирующим ви-



Таблица 2

**Железный порошок АНС100.29 (металлический порошок S-263 83 фирмы Höganas, Швеция)**

|                                       |             |                       |           |   |          |
|---------------------------------------|-------------|-----------------------|-----------|---|----------|
| Химический состав                     | Fe (основа) | С (0,024 %, не более) |           | O <sub>2</sub> при нагреве в H <sub>2</sub> (0,170 %) |          |
| Размер, мкм                           | 250...200   | 200...160             | 100...71  | 71...45   | Менее 45 |
| Содержание, %                         | 0...2       | 0...12                | Остальное | Остальное   | 10...30  |
| <b>Технологические свойства</b>       |             |                       |           |   |          |
| Насыпная плотность, г/см <sup>3</sup> |             |                       | 2,95      |   |          |
| Текучесть, с/50 г                     |             |                       | 25        |   |          |

дом материала дисперсно-дискретных техногенных отходов процессов черной металлургии, используемых при плавке стали и получении металлопроката: железосодержащие шламы конвертерного, мартеновского, доменного производств, обкатные шламы.

В экспериментальных исследованиях использованы материалы (порошок и шламы) на железной основе:

а) железный распыленный порошок марки АНС100.29 фирмы Höganas (Швеция) с химическим, гранулометрическим составами и технологическими свойствами, приведенными в табл. 2;

б) железосодержащий шлак конвертерного производства ОАО "Северсталь".

*Гранулометрический состав шлама*

|                         |                         |                         |           |           |           |           |
|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Размер, мкм. . . . .    | Более 3·10 <sup>3</sup> | (1...3)·10 <sup>3</sup> | 900...600 | 500...300 | 250...100 | Менее 100 |
| Содержание, % . . . . . | 2...5                   | 1...3                   | 2...5     | 15...20   | 55...70   | Остальное |

*Состав конвертерного шлама ОАО "Северсталь" (основные фракции), %*

|   |           |
|---|-----------|
| Оксиды железа (FeO, Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> ) . . . . . | 35...40   |
| Железо (Fe-α) . . . . .   | Остальное |

Были проведены испытания по определению технологических свойств шлама (насыпной плотности, удельного объема шлама при свободной засыпке, объема утряски, плотности утряски).

Использование распыленного железного порошка АНС.100.29 Höganas обусловлено наибольшим относительным удельным объемом применения его в технологических процессах прессования (до 85...90 %),

что определяется его высокой чистотой и прессуемостью.

Использование железосодержащего конвертерного шлама обусловлено:

а) наибольшим объемом данного вида железосодержащих техногенных отходов производств черной металлургии стран ЕС и РФ;

б) наибольшей потребительской ценностью.

Как показали рентгеноструктурные исследования, оксидная пленка распространена с высокой степенью равномерности, ее толщина достигает до 5...10 % толщины отдельного фрагментарного элемента (частицы) шлама.

**Исследование механизма структурообразования в процессе интенсивного уплотнения с использованием эффекта межчастичного сращивания**

Несмотря на огромное число работ, связанных с моделированием и прогнозированием остаточной пористости материала при одноосном нагружении, оценкой уровня физико-механических свойств и качества образуемой структуры, моделирование поведения объекта, находящегося в условиях воздействия как внешних, так и внутренних факторов, продолжает оставаться актуальным. Существует ряд подходов к решению данной проблемы: прямые (опытные) методы определения уровня остаточной пористости и качества структуры; косвенные, основанные на теоретических моделях взаимосвязи дефектов структуры, давления прессования и ряда механических и технологических свойств материала основы тела; статистические, основанные на предположении о постоянстве распределе-

ния функций пакета объекта, и т.д., но ни один из них не может рассматриваться как универсальный, так как все эти методы содержат гипотезы, лишь с очень большой степенью приближения описывающие реальные процессы, с тем или иным уровнем искажения.

Существенным недостатком опытных (прямых и косвенных) методов является проведение большого числа экспериментов при фиксированных значениях факторов, определяющих состояние структуры механической смеси (гранулометрический состав порошка, состояние его поверхности, вязкость и плотность заполняющей фазы и др.).

В статистических методах предполагается, что заведомо известны функции распределения параметров объекта (остаточной пористости, вида и качества межчастичных контактов и др.), определяющие его поведение в поле внешних и внутренних воздействующих факторов.

Однако следует согласиться, что в некоторых случаях выбранное распределение не вполне корректно согласуется с реальной природой исследуемого объекта, например в нагруженном исходном образце предполагается известной функция распределения единичных элементов (формы пор и контактов между частицами, текущей плотности и вязкости заполняющей жидкой фазы, поверхностной смачиваемости и адсорбционной способности частиц и т.д.), но очевидно, что истинные значения и их распределение могут существенно отличаться от принятых.

Так, текущее распределение пористости при нагружении в различных зонах образца может определяться различными механизмами уплотнения, отличиями в природе образования межчастичных контактов и т.д., поэтому приходится обращаться к аппарату теории вероятностей и использовать одно из классических распределений дефектов структуры. Таким образом, прямое моделирование уплотнения и структурообразования при нагружении механической смеси с различными единичными по природе кластерными образованиями (металл, жидкость, газ) и сложными межфазными деструктивными явлениями (разрушение одних контактов и одновременное создание устойчивых связей с другими) приводит к синтезу неадекватных моделей. Поэтому теоретико-эмпирическая модель, связывающая все факторы структурообразования в процессе уплотнения и интегрально описывающая взаимосвязь единичных кластеров тела, определение его мгновенной равновесной структуры, имеет корректную основу.

### Моделирование структурообразования при интенсивном пластическом деформировании гетерофазных увлажненных механических смесей

Введем некоторые определяющие показатели структуры. Под  $N$ -мерной уплотняемостью материала механической смеси понимается способность ее кластерных единичных элементов образовывать новые межчастичные контакты при воздействии  $N$  факторов деструкционного (повреждающего) потока: взаимного перемещения частиц; сжатия жидкости в кавернах в условиях закрытой пористости; фильтрации жидкости и газа в условиях открытой пористости; мгновенного разрушения и эрозии межчастичных контактов; локальных образований мозаичных блоков и др.

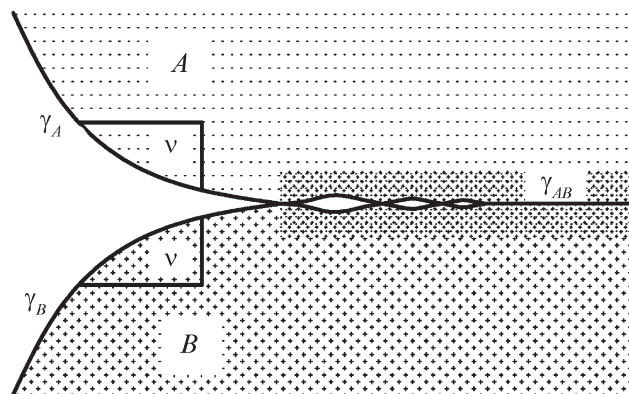


Рис. 3. К выводу критерия схватывания по правилу "бритвы Оккама" [4]

Можно предположить, что в процессе нагружения происходит исчерпание мгновенной равновесности структуры тела с изменением мгновенных топологий как дискретных частиц твердой матрицы, оболочковой (в состоянии засыпки) формы жидкой фазы, так и порового пространства, что приводит к появлению иной (мгновенной) равновесной структуры с новыми межчастичными контактами, обладающей более высоким уровнем относительной плотности и качеством межчастичных соединений.

Полная энергия, необходимая для обеспечения сплошности объекта как единого целого в каждый мгновенный этап, – интегральная энергия – условно исчезает при мгновенном разрушении межчастичных контактов и далее аккумулируется на следующем этапе образования новых контактов (эффект схватывания – правило "бритвы Оккама") (рис. 3) [4], что дает право на интерпретацию явления схватывания металлов как процесса, во многом противоположного разрушению, как антитезу разрушения.

В работе [5] устанавливается, что вектор  $\bar{F}$  – вектор интегральной энергии  $E_S$ , которую необходимо затратить для сохранения целостности системы, т.е.

$$\bar{F} = \text{grad} (E_S). \quad (1)$$

Таким образом, системный линейный переход  $E_{S0} \xrightarrow{P} E_{Si} \xrightarrow{P} E_{S0i} \xrightarrow{P} \dots \xrightarrow{P} E_{S0}^k$  определяет перманентную изменчивость энергетического баланса системы в условиях равновесное – неравновесное – равновесное состояние механических поверхностных контактов, где  $P$  – внешний элемент повреждающего потока, в частности прикладываемое давление.

Рассматриваемая система энергетического баланса носит необратимый характер последовательности единичных повреждений и создания межзеренных

границ при достижении энергетического барьера схлопывания.

В работе [6] установлена величина удельной поверхностной энергии совершенной (новой) межзеренной границы, образованной при совместной пластической деформации двух одинаковых металлов:

$$\gamma'_S = \gamma_{Si} = \Delta\gamma_S = 0,5 \gamma_S, \quad (2)$$

где  $\gamma'_S$  – удельная поверхностная энергия новой межзеренной границы;  $\gamma_S$  – удельная свободная поверхность, Дж/м<sup>2</sup>.

Энергетический (потенциальный) барьер образования границ (барьер схватывания металлов) при образовании новой межзеренной границы ( $\Delta\gamma_S / a_{гр}$ ) – это напряжение, соответствующее образованию новой границы в объеме металла и определяющееся как предельное (когда сумма напряжений от действия внешних сил и внутренних напряжений превысит критическое значение), возникает при пластической деформации и соответствует согласно положению, выдвинутому Н.Г. Колбасниковым, условию [4]

$$\sigma_p \geq \frac{\Delta\gamma_S}{a_{гр}} \approx 0,5 \frac{\gamma_S}{a_{гр}}, \quad (3)$$

где  $\sigma_p$  – значение истинных напряжений в месте разрыва структуры;  $a_{гр}$  – толщина слоя металла, участвующего в образовании новой границы; ( $\Delta\gamma_S / a_{гр}; a_{гр}$ ) =  $f$  (система соединяемых металлов); для системы (Fe–Fe) имеем [4]  $\Delta\gamma_S / a_{гр} = 1480$  МПа;  $a_{гр} = 0,316$  Н·м.

Очевидно, при некотором значении деформации  $\varepsilon$  в объеме  $V$  образуются условия возникновения новой границы. Для преодоления энергетического барьера при межчастичном схлопывании интегральное изменение энергии системы контактирующих поверхностей  $\Delta W_\Sigma = (W_0 - W_i)$  должно иметь определенную величину:

$$\Delta W_\Sigma \geq V \frac{\Delta\gamma_S}{a_{гр}}. \quad (4)$$

При выполнении данного условия энергетический барьер образования границ превысит критическое значение, т.е. произойдет изменение поверхности и, соответственно, площади контакта  $S_k$ .

Умножая левую и правую части выражения (4) на 0,5, получим

$$0,5 \Delta W_\Sigma \geq V \left( \frac{0,5 \Delta\gamma_S}{a_{гр}} \right). \quad (5)$$

С учетом уравнения энергетического барьера (3) и уравнения (1) преобразуем выражение (5). Получим

$$0,5 \Delta W_\Sigma \geq V [E_S] \quad (6)$$

или

$$\frac{0,5 \Delta W_\Sigma}{V} \geq [E_S]. \quad (7)$$

Учитывая, что в исходном состоянии каждый из объемов имеет свободную поверхность, по которой происходит взаимодействие ( $S = V^{2/3}$  [4]), после соответствующих преобразований запишем окончательное выражение для критерия, определяющего условие образования новой контактной поверхности ( $S_i$ ) при преодолении энергетического барьера:

$$0,5 \frac{\Delta W_\Sigma}{S_i^{3/2}} \geq [E_S]. \quad (8)$$

Таким образом, для образования новой межчастичной границы необходимо иметь энергию не менее, чем та, что определяет критерий (8).

М.Ю. Бальшиным [7] при изучении структурообразования отмечено существенное растяжение контактной поверхности при увеличении пограничной энергии.

Введем коррелирующий коэффициент  $\chi$ , учитывающий растяжение контактной поверхности при увеличении пограничной энергии и выражающий соотношение между текущей и начальной поверхностями межчастичного контакта:

$$\chi = \frac{S_i}{S_0} = \frac{S_0^{3/2}}{S_0} = 1,5, \quad (9)$$

где  $S_0$  – начальная площадь поверхности контакта;  $S_i$  – площадь поверхности, по которой происходит взаимодействие (из выражения  $V^{2/3} = S_i$  [4]).

Выражение (9) является аналогом критерия, определяющего условие образования новой контактной поверхности при преодолении энергетического барьера (8), и определяет минимально допустимое увеличение площади межчастичного контакта в момент образования поверхностного схватывания.

Таким образом, энергетический барьер будет преодолен, т.е. будут образованы в объеме новые межчастичные (межзеренные) контакты при изменении энергии системы, превышающей значение, необходимое для увеличения площади межчастичного контакта более чем в 1,5 раза.

Выражение (9) позволит оценить качество межчастичных контактов при изучении структуры в процессе интенсивного уплотнения, являясь условием образования связной межчастичной блочной структуры.

| Стадия уплотнения | Характеристика образца    | Размерность      | Обозначение | Зона   |        |         |
|-------------------|---------------------------|------------------|-------------|--------|--------|---------|
|                   |                           |                  |             | A      | B      | C       |
| II                | Число зерен               | шт.              | $N_z$       | 271    | 902    | —       |
|                   | Средняя площадь зерна     | мкм <sup>2</sup> | $F_{cp}$    | 206    | 303,6  | —       |
|                   | Площадь наибольшего зерна | мкм <sup>2</sup> | $F_{max}$   | 2135,8 | 3146,7 | —       |
|                   | Максимальный размер зерна | мкм              | $d_{max}$   | 46     | 56     | —       |
|                   | Средний размер зерна      | мкм              | $d_{cp}$    | 11,9   | 15,6   | —       |
| III               | Число зерен               | шт.              | $N_z$       | 225    | 731    | —       |
|                   | Средняя площадь зерна     | мкм <sup>2</sup> | $F_{cp}$    | 146,5  | 370,5  | —       |
|                   | Площадь наибольшего зерна | мкм <sup>2</sup> | $F_{max}$   | 2694,4 | 4023,2 | —       |
|                   | Максимальный размер зерна | мкм              | $d_{max}$   | 52     | 80     | —       |
|                   | Средний размер зерна      | мкм              | $d_{cp}$    | 10,2   | 17     | —       |
| IV                | Число зерен               | шт.              | $N_z$       | 107    | 449    | 6226    |
|                   | Средняя площадь зерна     | мкм <sup>2</sup> | $F_{cp}$    | 478    | 564,6  | 908,1   |
|                   | Площадь наибольшего зерна | мкм <sup>2</sup> | $F_{max}$   | 4196,8 | 5963,2 | 10302,3 |
|                   | Максимальный размер зерна | мкм              | $d_{max}$   | 68     | 77     | 102     |
|                   | Средний размер зерна      | мкм              | $d_{cp}$    | 18,2   | 21,1   | 28      |
| V                 | Число зерен               | шт.              | $N_z$       | 68     | 356    | 3766    |
|                   | Средняя площадь зерна     | мкм <sup>2</sup> | $F_{cp}$    | 682,5  | 667    | 1429,5  |
|                   | Площадь наибольшего зерна | мкм <sup>2</sup> | $F_{max}$   | 4680,8 | 6479,8 | 24603,5 |
|                   | Максимальный размер зерна | мкм              | $d_{max}$   | 65     | 80     | 157     |
|                   | Средний размер зерна      | мкм              | $d_{cp}$    | 21,5   | 22,3   | 33,7    |

Рис. 4. Интегральные величины постадийного структурообразования в характерных зонах образца (A, B, C)

На рис. 4 приведены интегральные величины постадийного структурообразования в характерных зонах образца (A, B, C).

На рис. 5–7 представлен анализ интенсивности образования мозаичной блочной структуры в характерных зонах образца A, B, C (1...5 – номер оси координат, к которой относится график).

Анализ приведенных на рис. 5–7 данных позволил развить предположения, высказанные М.Ю. Бальшиным, о механизме сращивания (растворения) границ зерен и образования крупных блоков мозаики струк-

туры за счет выделения тепла атомами вещества в момент вхождения в интенсивный контакт. Следует отметить, что экспериментальные исследования структурирования и образования блоков мозаики при холодном интенсивном уплотнении металлических порошков до настоящего времени не проводились.

Выделение тепла – обязательный спутник не только "залечивания", но и промежуточных процессов перехода дефектов с более высокой энергией образования в дефекты с более низкой энергией. Таким промежуточным процессом по М.Ю. Бальшину является

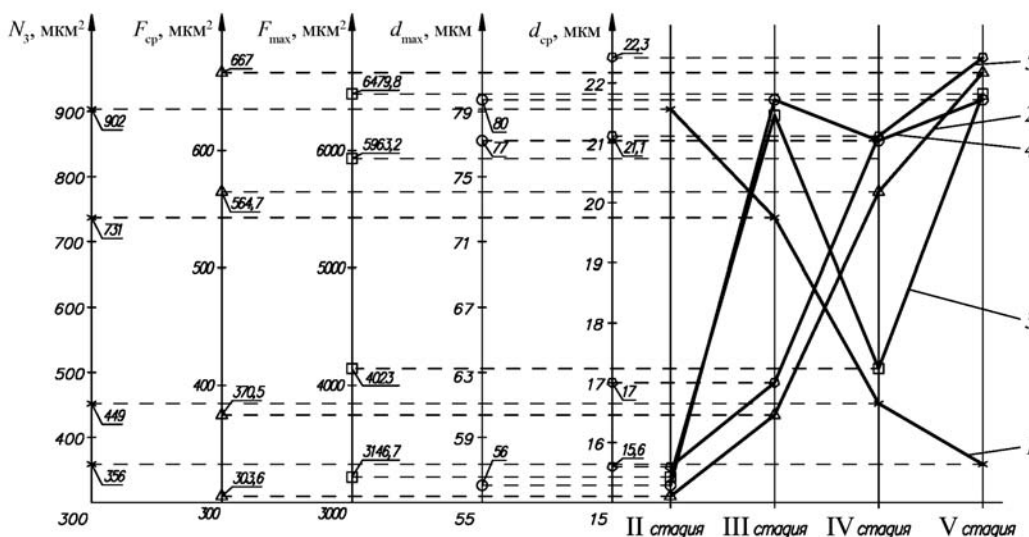


Рис. 5. Интенсивность образования мозаичной блочной структуры B (центральная зона)



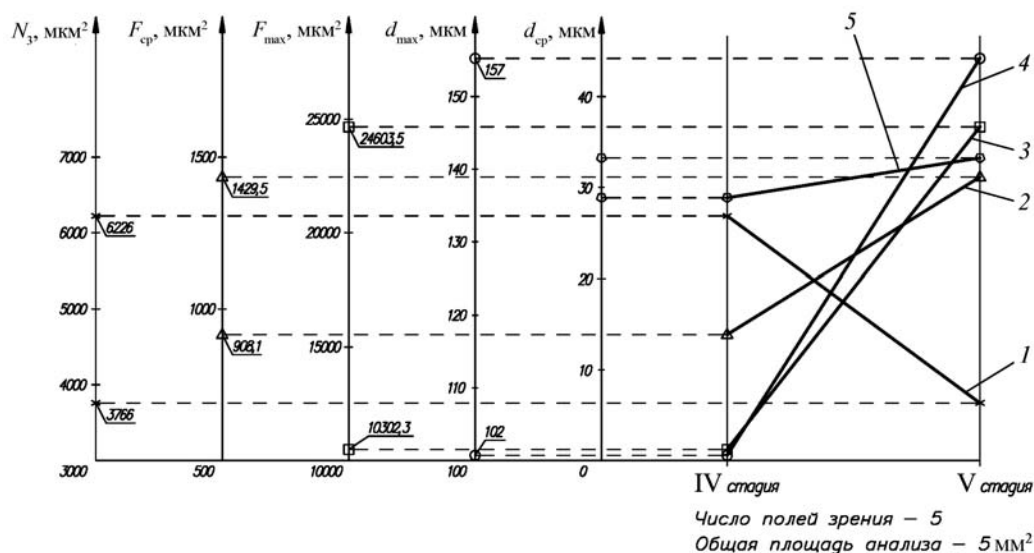


Рис. 6. Интенсивность образования мозаичной блочной структуры С (сердцевина)

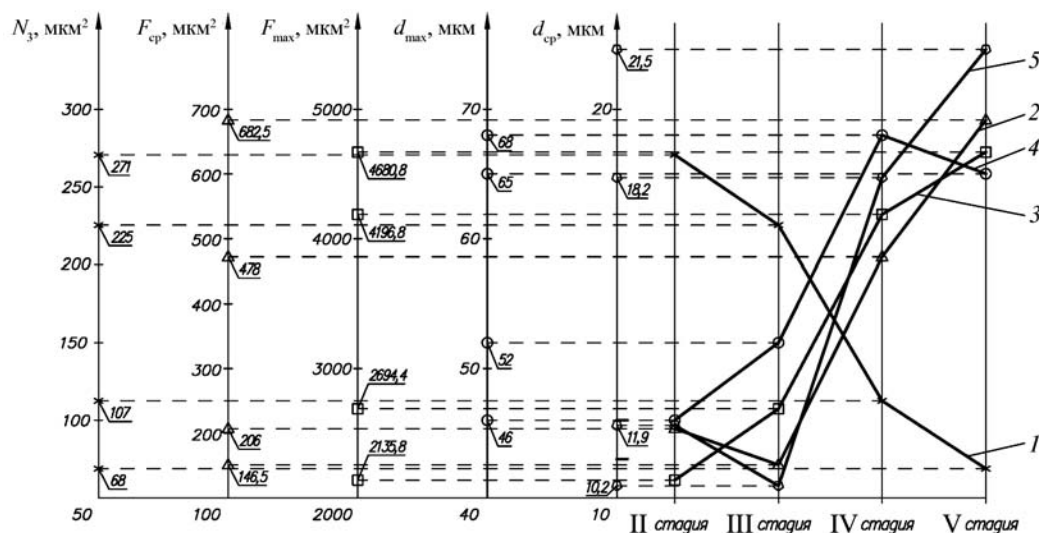


Рис. 7. Интенсивность образования мозаичной блочной структуры А (периферийная зона)

образование контактных поверхностей и их спекание при низких (комнатных) температурах, так называемое по А.П. Семёнову явление "схватывания" [1]. Независимо от механизма (холодная пластическая деформация, различные виды высокотемпературного течения при спекании) процесс сводится к переходу дефектов с более высокой поверхностной энергией  $\Gamma$  в дефекты с более низкой пограничной энергией  $\Gamma_{гр} = Q_{пл}$ . При этом пограничная энергия равна 15...25 % от значения поверхностной энергии. Выделения тепла атомами вещества в момент вхождения в контакт (а в контакт вследствие поверхностной шероховатости входит больше, чем один атомный слой на каждой частице) достаточно для расплав-

ления слоев вещества, непосредственно участвующих в этой реакции [7].

Поэтому образование контактной поверхности при холодном формовании можно рассматривать как локализованный в очень малых участках процесс горячего спекания в момент вхождения в контакт зерен. Межзеренное срашивание при холодном интенсивном уплотнении гетерофазных материалов, сопровождаемое разрывом несхватившихся контактов при последующей разгрузке, содействует групповому зональному (мозаичному блочному) обособлению частиц.

Проведенные исследования микроструктуры в полной мере подтверждают расчетную модель (9)

(согласно рис. 4 в зоне С отношение площадей наибольшего зерна структуры V стадии к площади наибольшего зерна структуры IV стадии  $\frac{S_{\max}^V}{S_{\max}^{IV}} =$

$$= \frac{24603,5 \text{ мкм}^2}{10302,3 \text{ мкм}^2} = 2,38 > [n] = 1,5, \text{ где } [n] - \text{нормативная}$$

величина преодоления энергетического барьера сращивания межзеренных контактов, при отношении площадей  $[n] = 1,5$  барьер не преодолевается, это значит, что сращивания не происходит).

Таким образом, установлено явление межчастичного сращивания на завершающих стадиях интенсивного прессования (уплотнения), что обуславливает существенное повышение уровня физико-механических свойств отпрессованных заготовок [8].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кокорин В.Н., Рудской А.И., Филимонов В.И., Булыжев Е.М., Кондратьев С.Ю. Теория и практика процесса

прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа. Ульяновск, УлГТУ, 2012. 236 с.

2. Гуляев А.П. Моя металлография // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 7. С. 11–14.

3. Григорьев А.А., Кокорин В.Н., Чемаева О.В. Промышленный рециклинг техногенных отходов: учеб. пособие. Ульяновск, УлГТУ, 2005. 58 с.

4. Колбасников Н.Г. Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичности. СПб, СПбГТУ, 2000. 314 с.

5. Подвойский А.О., Боровских В.Е. Регрессионная модель исчерпания  $m$ -мерной стойкости объекта // Вестник СГТУ. 2008. № 4 (36). С. 44–46.

6. Кайбышев А.О., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. М.: Металлургия, 1987. 390 с.

7. Бальшин М.Ю., Кипарисов С.С. Основы порошковой металлургии. М.: Металлургия, 1978. 184 с.

8. Кокорин В.Н., Скворцов А.А. Структурообразование в процессе консолидации порошковых материалов в присутствии жидкой фазы // Вестник СГТУ. 2010. № 3 (37). С. 71–74.

УДК 621.793:621.822

А.С. Носков, А.В. Королев, А.А. Королев, О.П. Решетникова  
(Саратовский государственный технический университет им. Ю.А. Гагарина),  
Б.Н. Салимов (Уральский технический университет, Казахстан)  
E-mail: noskovsacha@mail.ru

## Технология нанесения твердого антифрикционного покрытия на дорожки качения упорно-радиальных подшипников

*Построена математическая модель и получены формулы для определения толщины покрытия в зависимости от влияющих в процессе обработки факторов. На основе выполненной работы были проведены стендовые испытания, подтверждающие адекватность математической модели.*

**Ключевые слова:** ультразвуковая обработка, ультразвуковое выглаживание, отделочно-упрочняющие технологии, антифрикционные покрытия.

*Presented a mathematical model and the formulas for determining the thickness of the coating depends on the influencing factors in the process of processing. On the basis of the work were conducted benchmark tests confirm the adequacy of the mathematical model.*

**Keywords:** ultrasonic processing, ultrasonic burnishing, strengthening process, lubricant coatings.

Известно, что надежность и качество работы большинства механизмов, машин и приборов во многом зависят от эксплуатационных свойств подшипниковых опор. Одним из важнейших факторов, влияющих на работоспособность подшипниковых опор, является используемая смазка. Современные виды смазок обладают высокими антифрикционными и другими необходимыми свойствами. Однако при их применении в подшипниках качения возникает ряд проблем. К числу этих проблем относятся следующие. Во-первых, в тяжело нагруженных шариковых и роликовых подшипниках

в области контакта рабочих поверхностей возникают высокие контактные напряжения, под действием которых любые, даже самые эффективные, виды смазок полностью или частично выдавливаются из зоны контакта и, следовательно, не реализуются в полной мере их необходимые свойства. Это приводит к повышенному трению дорожек и тел качения, повышенному износу и снижению усталостной прочности. Во-вторых, в подшипниках качения, работающих на высоких скоростях, обычная смазка создает значительное сопротивление вращению, что также вызывает повышенное тре-

ние и активный износ деталей подшипников. В особенно тяжелых условиях работают упорно-радиальные подшипники в опорах передней стойки легковых автомобилей отечественного производства, таких как "Калина", "Приора", "Гранта", и автомобилей иностранного производства таких изготовителей, как Renault, Nissan, Ford, Volkswagen и др. Российские и некоторые импортные упорно-радиальные подшипники качения не выдерживают регламентированный ресурс работы. Одной из причин этого является выдавливание смазки из рабочей зоны и из подшипника, в результате чего подшипники после короткого времени эксплуатации вынуждены работать без смазки [1].

Решение указанных проблем возможно несколькими способами. На наш взгляд, наиболее эффективным из них является создание на поверхности трения твердого покрытия из антифрикционного материала, что гарантирует снижение трения в рабочей зоне подшипников опор, а следовательно, снижение сопротивления вращению, износа и тепловыделения в опорах. К сожалению, существующие способы нанесения твердых антифрикционных покрытий на рабочие поверхности недостаточно совершенны. Технология их нанесения малопродуктивна, требует наличия сложного оборудования и других технических средств. Качество покрытия получается низким – под действием контактных напряжений покрытия быстро разрушаются. Наиболее экономично, просто и производительно наносить твердое покрытие можно с помощью ультразвуковых механических колебаний, через слой антифрикционного порошка, который находится на поверхности в свободном, несвязанном виде.

Схема указанного процесса приведена на рис. 1. На станине 1 смонтирован механизм, состоящий из индентора 4, закрепленного на механическом усилителе 3, получающем ультразвуковые колебания от пьезокерамического преобразователя 2. Под действи-

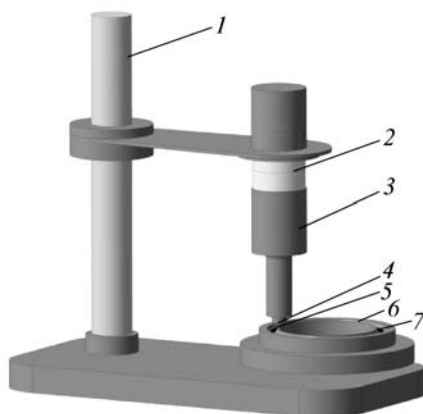


Рис. 1. Схема процесса нанесения покрытий с помощью ультразвуковых колебаний

ем силы  $P$  (статическое прижатие), действующей на механический усилитель 3, индентор 4 прижимается к обрабатываемой поверхности 5 детали 6, а именно к дорожке качения упорного подшипника. Значение силы  $P$  устанавливают в определенных пределах так, чтобы, с одной стороны, контакт индентора осуществлялся по всему профилю обрабатываемой поверхности 5, а с другой – чтобы на поверхности контакта не возникали контактные напряжения выше допустимых. Деталь 6 имеет возможность вращаться с регулируемой скоростью. Порошок 7 графита или дисульфида молибдена засыпается на обрабатываемую поверхность 5 детали 6 в несвязанном виде.

При проведении обработки осуществляется вращение детали 6 вокруг ее оси, а индентор 4, совершающий ультразвуковые колебания, прижимается к обрабатываемой поверхности 5 через слой порошка 7. По истечении некоторого времени происходит диффузия порошка 7 в обрабатываемую поверхность 5 на заданную глубину. После этого вращение детали 6 прекращается, индентор отводится от обрабатываемой поверхности, обработка прекращается.

Рассмотрим физику процесса. Индентор (инструмент) под действием силы  $F$  прижимается к обрабатываемой поверхности и пластически деформирует ее. Свяжем скорость деформации обрабатываемой поверхности с колебательным движением индентора. Колебания индентора можно представить в виде гармонических незатухающих колебаний. Введем декартову систему координат. Ось  $OX$  расположим вдоль направления колебаний индентора, ось  $OY$  – вдоль вектора скорости вращения обрабатываемой поверхности. Центр декартовой системы координат расположим в центре симметрии колебательных движений индентора (рис. 2).

Рассмотрим физику процесса. Индентор (инструмент) под действием силы  $F$  прижимается к обрабатываемой поверхности и пластически деформирует ее. Свяжем скорость деформации обрабатываемой поверхности с колебательным движением индентора. Колебания индентора можно представить в виде гармонических незатухающих колебаний. Введем декартову систему координат. Ось  $OX$  расположим вдоль направления колебаний индентора, ось  $OY$  – вдоль вектора скорости вращения обрабатываемой поверхности. Центр декартовой системы координат расположим в центре симметрии колебательных движений индентора (рис. 2).

Рассмотрим один цикл колебаний индентора. Введем следующие обозначения:  $A'$  – амплитуда колебаний, мм;  $X$  – расстояние от оси  $OY$  до рассматриваемой точки касания индентора и заготовки, мм,

$$X = A \sin 2\pi \frac{\tau}{T}; \quad (1)$$

$T$  – период колебаний индентора, с;  $\tau$  – время перемещения индентора от оси  $OX$  до рассматриваемой точки касания, с;  $\delta_m$  – максимальная глубина внедрения индентора в обрабатываемую поверхность заготовки, мм.

Из рис. 2

$$X = A - \delta_m + \delta_\tau, \quad (2)$$

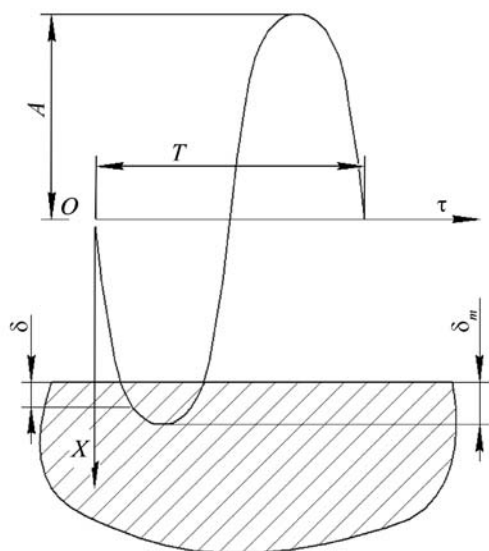


Рис. 2. Схема перемещения рабочей части индентора

где  $\delta_\tau$  — глубина внедрения индентора в обрабатываемую поверхность в момент времени  $\tau$ , мм.

Как известно, деформационная составляющая силы зависит от глубины внедрения индентора в обрабатываемую поверхность. При действии индентора в упругой зоне деформационную составляющую силы  $F$  можно найти по формулам Герца. Упругая деформация поверхностей двух контактирующих тел определяется выражением

$$\delta = \frac{1}{2} \sqrt[3]{\frac{9}{4} \eta^2 \Sigma \rho F^2}. \quad (3)$$

Здесь:

$\delta$  — деформация поверхностей индентора и обрабатываемой заготовки, мм; так как материал, из которого изготовлен индентор, во много раз тверже обрабатываемой поверхности, а это значит, что его деформация многократно меньше деформации обрабатываемой поверхности, то деформацией индентора в дальнейших расчетах пренебрегаем;

$\eta$  — коэффициент упругих свойств материала контактирующих тел, зависящий от модуля упругости  $m_i$  и коэффициента Пуассона  $E$ ; для двух контактирующих тел, выполненных из разных материалов, определяется по формуле

$$\eta = \frac{1 - m_1^2}{E_1} + \frac{1 - m_2^2}{E_2}, \quad (4)$$

где  $m_1$  и  $m_2$  — массы выглаживателя и обрабатываемой детали соответственно, кг;  $E_1$  и  $E_2$  — модули Пуассона для первого и второго тела соответственно, МПа;

$\Sigma \rho$  — сумма главных кривизн поверхностей в месте соприкосновения тел, в месте их первоначального контакта,  $\text{м}^{-1}$ .

Для расчета площади контакта воспользуемся выражением

$$\Sigma \rho = \frac{2}{\rho_{\min}} - \frac{1}{r_{\max}}, \quad (5)$$

где  $r_{\min}$ ,  $r_{\max}$  — минимальный и максимальный радиусы профиля дорожки качения упорного подшипника в партии деталей.

Приведенные выражения позволяют выполнить анализ процесса создания на поверхности заготовки антифрикционного покрытия. Следует отметить, что слой покрытия состоит из двух частей: верхнего слоя, образованного индентором путем вдавливания материала покрытия в микронеровности обрабатываемой поверхности, и нижнего слоя, возникшего за счет диффузии материала покрытия в материал обрабатываемой поверхности. Толщина слоя покрытия, вдавленного в микронеровности поверхности заготовки, равна глубине контакта  $\delta_m$  индентора с поверхностью заготовки. Этот спрессованный слой материала покрытия прочно удерживается микронеровностями заготовки и оказывает основное антифрикционное воздействие при работе подшипника. Материал покрытия, находящийся выше этого вдавленного слоя, легко удаляется с поверхности заготовки после обработки. Материал покрытия, диффундирующий в материал заготовки, способствует более прочному удержанию верхнего слоя покрытия, находящегося между микронеровностями.

Толщину верхнего слоя покрытия найдем из следующего равенства:

$$h = Rz - \xi = Rz \left( 1 - 0,5 \left( \frac{F}{\pi a b d \sigma_s} \right)^{\frac{1}{v}} \right), \quad (6)$$

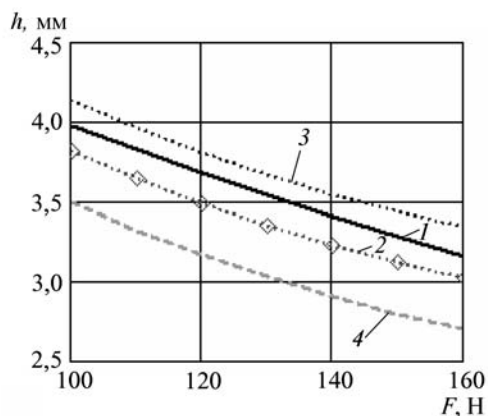
где  $h$  — толщина покрытия, м;  $F$  — сила прижима индентора к заготовке, Н;  $a$ ,  $b$  — размеры площадки контакта индентора с заготовкой, мм;  $d$ ,  $v$  — параметры кривой опорной поверхности, мм;  $\sigma_s$  — предел текучести материала заготовки, МПа;  $\xi$  — величина пластической деформации микронеровностей.

В общем случае диффузия распространяется по всем возможным направлениям. Но нас интересует процесс диффузии, осуществляемый в направлении, перпендикулярном к обрабатываемой поверхности.

Именно наличие диффузии является подтверждением того, что возникает адгезионная связь между слоем покрытия и обработанной поверхностью.

Результаты расчетов хорошо согласуются с экспериментом. В качестве примера на рис. 3 показаны





**Рис. 3. Расчетные и экспериментальные зависимости толщины покрытия от силы  $F$  воздействия индентора:**  
 1 – расчетная зависимость; 2 – экспериментальная зависимость; 3, 4 – доверительные границы экспериментальных значений

теоретические и экспериментальные зависимости толщины покрытия от силы воздействия индентора на обрабатываемую поверхность.

Видно, что теоретические значения толщины покрытия находятся в пределах доверительных границ экспериментальных значений, что подтверждает адекватность математической модели.

Данная технология была опробована на упорно-радиальных подшипниках качения. Полученные результаты для данных подшипников сравнивали с результатами для подшипников, которые были изготовлены на других заводах по стандартной технологии (рис. 4). Дорожка качения радиально-упорного подшипника изготовлена из стали ШХ15. Этот материал по своим физическим и химическим свойствам отличается от того материала, из которого изготовлены экспериментальные подшипники (сталь 65Г).



**Рис. 4. Прибор для измерения твердости дорожек качения колец подшипников**

Однако эксперименты, проведенные на подшипниках из стали другой марки, показали аналогичные результаты. Твердость дорожки качения и волнистость отличаются, но эти различия составляют не более 2...3 %, поэтому ими можно пренебречь. Такие измерения провели для колец подшипников, обработанных по традиционной технологии в ЗАО ВПЗ. Результаты измерений сравнили с результатами аналогичных измерений колец подшипников конструкции НПП НИМ СГТУ (материал – сталь 65Г).

Твердость поверхности дорожек качения колец подшипников определялась на трех подшипниках, выбранных из партии случайным образом, с помощью микротвердомера HVS-1000B производства Time-group по шкале Виккерса (ГОСТ 2999–75 в редакции 1987 г.). Прибор в автоматическом режиме, который задан программно, осуществлял перевод по-

| Номер подшипника | Наименование детали | Твердость HRC | Параметр шероховатости $Ra$ , мкм | Радиус профиля желоба дорожки качения $r_g$ , мм | Средний диаметр дорожки качения $D_g$ , мм |
|------------------|---------------------|---------------|-----------------------------------|--|--|
| 1                | Верхнее кольцо      | 50...52       | 0,28...0,32                       | 2,66   | 76,86                                      |
|                  | Нижнее кольцо       | 50...52       | 0,28...0,32                       | 2,72   | 76,54                                      |
|                  | Шарики              | 61...62       | 0,03...0,04                       | –  | –  |
| 2                | Верхнее кольцо      | 50...52       | 0,28...0,32                       | 2,63   | 76,86                                      |
|                  | Нижнее кольцо       | 50...52       | 0,28...0,32                       | 2,66   | 76,51                                      |
|                  | Шарики              | 61...62       | 0,03...0,04                       | –  | –  |
| 3                | Верхнее кольцо      | 50...52       | 0,28...0,32                       | 2,69   | 76,83                                      |
|                  | Нижнее кольцо       | 50...52       | 0,28...0,32                       | 2,74   | 76,52                                      |
|                  | Шарики              | 61...62       | 0,03...0,04                       | –  | –  |

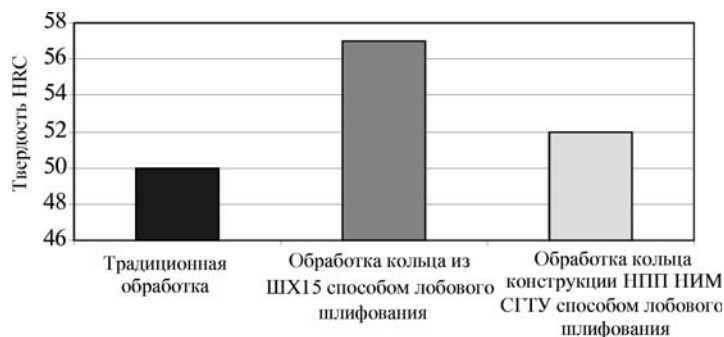


Рис. 5. Сравнение традиционного метода обработки и способа лобового шлифования колец из разных материалов по параметру твердости HRC

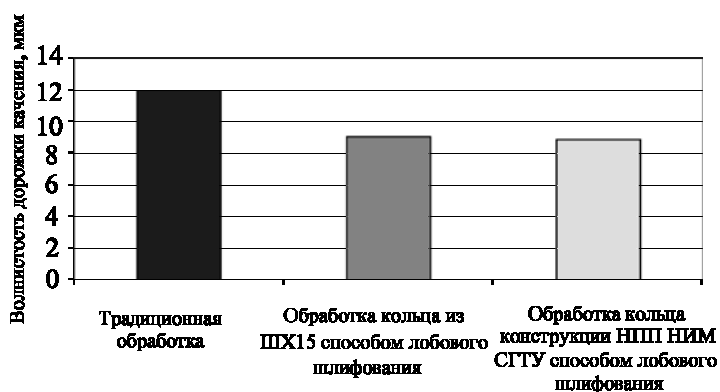


Рис. 6. Сравнение традиционного метода обработки и способа лобового шлифования колец из разных материалов по параметру волнистости дорожки качения

лученных значений твердости по Виккерсу в значения твердости по шкале Роквелла (ГОСТ 9013–59 (ИСО 6508–86)). Результаты приведены в таблице.

Из рис. 5 видно, что твердость уступает стали ШХ15, однако чуть выше, чем при традиционных технологиях обработки.

Как видно из рис. 6, волнистость дорожки качения после обработки предложенным способом снижается.

Проведенные исследования, а также стендовые испытания подшипниковых опор показали, что подшипники, прошедшие дополнительную технологическую операцию, связанную с нанесением твердого антифрикционного покрытия на дорожки качения по представленной технологии, выгодно отличаются. Безусловно, эта технология приводит к увеличению стоимости конечного продукта, однако в данной ситуации прибыль получает конечный потребитель за счет повышения качества продукции. Увеличение ее срока службы составляет до 40 % по сравнению с опорами подшипников, изготовленных по стандартной технологии, и 15 % по сравнению с подшипниковыми опорами, изготовленными по технологии с применением лобового шлифования.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Машков Ю.К. Триботехника: Учебник для вузов. МСХА, 2000.
2. Носков А.С., Королев А.В. Ультразвуковая суперфинишная обработка с эффектом насыщения твердой графитовой смазки // Вестник Саратовского государственного технического университета. 2011. № 3 (45). Вып. 2. С. 106–108.
3. Носков А.С., Королев А.В., Королев А.А. Безабразивное суперфиниширование // Вестник Саратовского государственного технического университета. 2011. № 2 (45). Вып. 3. С. 68–70.
4. Носков А.С., Королев А.В., Решетникова О.П., Салимов Б.Н. Экспериментальное исследование нанесения на поверхность дорожки качения подшипников твердой графитовой смазки ультразвуковым методом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 9. С. 3–6.
5. Носков А.С., Королев А.В. Молекулярно-кинетический перенос углерода в поверхностные слои детали при ультразвуковом выглаживании // Автомобильная промышленность. 2012. № 7. С. 35–37.



УДК 621.981

В.И. Филимонов (Ульяновский механический завод), С.В. Филимонов (НПО "ИДМ", г. Ульяновск),  
В.В. Марковцева, И.О. Лисин (Ульяновский государственный технический университет)  
E-mail: fwiumz@mail.ru

## Локализация участков формирующих роликов под упрочнение на основе анализа силовых параметров и прогнозирования износа оснастки

*Показано, что анализ силовых параметров формовки и результаты моделирования износа технологической оснастки позволяют локализовать участки рабочих поверхностей инструмента, требующие упрочнения, в целях обеспечения размерной точности сечений изготавливаемых профилей.*

**Ключевые слова:** гнутый профиль, формирующий ролик, контактное напряжение, радиальный износ, упрочнение, покрытие.

*The roll-forming force parameters analysis and tool wear modeling results allow to localize the tool working surface areas to be hardened to provide cross-section dimensional accuracy of manufactured profiles.*

**Keywords:** roll-formed profile, forming roll, contact stress, radial wear, hardening, coating.

В последние годы все большее значение для отраслей строительства и машиностроения приобретает интенсификация процессов профилирования листовых заготовок при изготовлении гнутых профилей [1]. Уменьшение числа переходов, диаметров формирующих роликов, "ужесточение" режимов профилирования – все эти присущие методу интенсивного деформирования (МИД) [2] факторы приводят к повышению уровня контактных напряжений в зоне "инструмент–заготовка" и более интенсивному износу формирующих роликов, чем при традиционном профилировании. Кроме того, при формовке рулонных материалов толщиной более 3 мм с цинковым покрытием происходит схватывание материалов покрытия заготовки и поверхности формиющего ролика, приводящее к преждевременному износу инструмента. Одним из путей повышения срока службы оснастки является упрочнение поверхности инструмента в местах наибольших контактных напряжений (местах наибольшего износа) и использование покрытий, снижающих степень сродства материала инструмента и заготовки.

Обычно на изменение радиуса формирующих роликов накладываются определенные ограничения, связанные с допуском на сечение готового профиля. Поэтому локализация участков износа формирующих роликов, их последующее упрочнение и/или нанесение на них упрочняющих покрытий позволят увеличить гарантийный срок эксплуатации формирующих роликов, а также обеспечить надлежащее качество профильной продукции в течение срока их службы.

Для локализации участков интенсивного износа следует установить точную привязку контактных сил

и напряжений к рабочей поверхности формиющего ролика в осевой плоскости клетки профилировочного станка. Это можно сделать с использованием двух параметров: текущей координаты  $r$  вдоль средней линии подгибаемой полки, отсчитываемой от угловой зоны, и суммарного угла подгибки полки  $\alpha_k$ . При этом в осевой плоскости  $k$ -го перехода значение текущего (актуального) угла подгибки полки  $\theta_k = \alpha_k - \alpha_{k-1}$ . На рис. 1 представлено сечение части профиля, находящейся в текущем переходе. Здесь же приведены параметры сечения профиля и введенные координаты, а также показан примерный характер распределения погонной силы подгибки полки при формообразовании профиля. При дальнейшем рассмотрении геометрические параметры условно не индексируются номером перехода (за исключением углов подгибки), хотя подразумевается их привязка к текущему ( $k$ -му переходу).

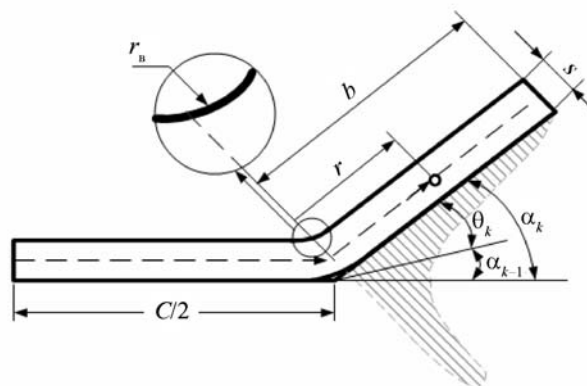


Рис. 1. Расположение локальной системы координат и параметры сечения профиля

Определение распределения контактных сил на поверхности нижнего ролика при профилировании, вообще говоря, представляет собой далеко не тривиальную задачу даже для профиля уголкового или швеллерного типа [2, 3]. На основе моделирования в среде Ansys (модуль LS-Dyna) и экспериментальных исследований авторами установлено ранее, что функцию распределения сил, действующих на заготовку в текущем переходе, можно задавать в экспоненциальной форме:

$$P(r) = P_0 \exp\left(-\frac{r-x}{n}\right), \quad (1)$$

где  $P_0$  – максимальное значение действующей силы;  $r$  – текущая координата, отсчитываемая вдоль образующей конического участка ролика;  $n$  – размерный параметр, определяющий форму экспоненты;  $x$  – размер "мертвой зоны" (отсутствие контакта в угловой зоне), т.е. расстояние от точки сопряжения образующих цилиндрического и конического участков нижнего ролика до точки контакта заготовки и инструмента.

Размер "мертвой зоны" легко определяется из рассмотрения геометрического положения заготовки в угловой зоне роликового калибра:

$$x = s (\xi + 1) \operatorname{tg}\left(\frac{\alpha_k}{2}\right), \quad (2)$$

где  $\xi$  – относительный радиус изгиба, равный  $r_b / s$ ;  $r_b$  – внутренний радиус изгиба заготовки;  $s$  – толщина заготовки.

Размер "мертвой зоны" растет с увеличением угла подгибки согласно выражению (2). При этом в угловой зоне роликового калибра образуется так называемая "зона высвобождения", т.е. зона, где заготовка не ограничена инструментом. Максимальная погонная сила возникает на участке конической части нижнего ролика, примыкающем к этой зоне. Параметр  $n$ , зависящий от размера "мертвой зоны", определяется соотношением

$$n = \frac{3x-b}{\ln k}, \quad (3)$$

где  $k$  – коэффициент ослабления максимального значения действующей силы.

Максимальное значение действующей силы можно получить на основе соотношения моментов внутренних и внешних сил

$$\int_x^b r dP(r) = -T L \psi, \quad (4)$$

где  $T$  – погонный момент внутренних сил, приводящих угловую зону, примыкающую к подгибаемой

полке, в пластическое состояние на длине зоны плавного перехода  $L$ ;  $\psi$  – коэффициент распространения угловой пластической зоны.

В уравнении (4) с помощью коэффициента  $\psi$  учтено соотношение длины зоны плавного перехода и протяженности участка угловой зоны вдоль оси профилирования, в котором материал находится в пластическом состоянии.

Интегрирование по частям левой части уравнения (4) и несложные алгебраические преобразования приводят к следующей зависимости, определяющей максимальное значение действующей силы:

$$P_0 = -(T L) \left[ (b+n) \exp\left(-\frac{b-x}{n}\right) - (x+n) \right]^{-1}. \quad (5)$$

Момент внутренних сил и протяженность зоны плавного перехода, входящие в соотношение (5), даны в виде аналитических зависимостей в работе [2]. В частности, в отсутствие упрочнения момент внутренних сил, как известно, определяется зависимостью

$$T = \frac{\sigma_T}{4} s^2,$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести материала заготовки.

Зависимости (1), (2) и (5) с точностью до 11 % совпадают с экспериментальными данными различных авторов (по интегральному показателю – силе распора) и полностью определяют распределение действующих сил на подгибаемой полке.

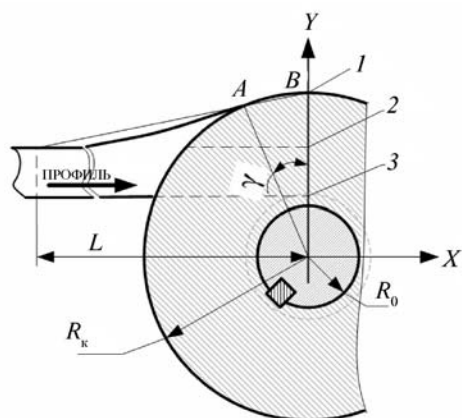
Для вычисления контактных напряжений необходимо определить площадь элементарной контактной зоны, имеющей единичную ширину вдоль образующей нижнего формирующего ролика. Протяженность этой зоны определяется дугой контакта заготовки и конической части ролика  $m(r, \alpha_k)$ , лежащей в вертикальной плоскости, параллельной оси профилирования. Поперечный изгиб заготовки перед межосевой плоскостью роликов текущего перехода позволяет ограничить зону обхвата заготовкой формирующего ролика геометрическим местом точек пересечений конической поверхности ролика и прямых, проходящих через точки сечения заготовки в  $(k-1)$ -м и  $k$ -м переходах на уровнях  $r \in [x, b]$  ( $b$  – ширина полки).

Тогда длина линии контакта на коническом участке формирующего ролика будет определяться зависимостью

$$m(r, \alpha_k) = (R_0 + r \sin \alpha_k) \gamma_{fk}, \quad (6)$$

где  $R_0$  – радиус кривизны базовой цилиндрической поверхности нижнего ролика;  $\gamma_{fk}$  – угол обхвата ролика заготовкой в  $k$ -м переходе.





**Рис. 2. Геометрические параметры в очаге деформации:**  
 1, 2 – уровень кромки заготовки в текущем  $k$ -м и предшествующем  $(k-1)$ -м переходах; 3 – уровень базовой поверхности ролика (уровень катающего диаметра)

При этом угол обхвата определяется соотношением

$$\gamma_{fk} = \frac{\gamma}{2} + \frac{\alpha_k \theta_k}{\pi}, \quad (7)$$

где  $\gamma$  – угол обхвата, определяемый в соответствии с рис. 2 без учета эффекта изгиба заготовки перед осевой плоскостью текущего перехода, а индекс "f" показывает, что зависимость (7) относится к нижнему ролику.

Для определения угла  $\gamma$  достаточно рассмотреть только случай  $r=b$ , т.е. кромку заготовки. Уравнение окружности с радиусом  $R_k$  (см. рис. 2) определяется уравнением

$$x^2 + y^2 = R_k^2, \quad (8)$$

где  $x, y$  – текущие координаты;  $R_k$  – радиус окружности рабочей поверхности ролика на уровне кромки заготовки.

Положение кромки заготовки постулируется уравнением прямой

$$y = K_e x + y_0, \quad (9)$$

где  $K_e$  – коэффициент наклона прямой к оси профилирования;  $y_0$  – точка пересечения прямой осью  $y$ .

Используя уравнение (9), для точек кромки в начале ее подъема после предшествующего перехода и в вершинной точке  $B$ , можно составить систему уравнений

$$\begin{aligned} R_0 + b \sin \alpha_{k-1} &= -L K_e + y_0; \\ R_0 + b \sin \alpha_k &= 0 K_e + y_0, \end{aligned}$$

откуда определяются параметры  $K_e$  и  $y_0$ :

$$K_e = \frac{b}{L} (\sin \alpha_k - \sin \alpha_{k-1}); \quad y_0 = R_0 + b \sin \alpha_k. \quad (10)$$

Совместное решение уравнений (8)...(10) позволяет определить искомый угол  $\gamma$  в виде соотношения

$$\sin \gamma = \frac{x_A}{y_B} = \left| \frac{2 K_e}{1 + K_e^2} \right|, \quad (11)$$

где  $x_A$  – абсцисса точки  $A$ ;  $y_B$  – ордината точки  $B$ .

С учетом соотношений (10), значения протяженности зоны плавного перехода согласно работе [2] и малости угла  $\gamma$  из зависимости (11) получаем

$$\gamma \approx \frac{4\sqrt{6s b (\alpha_k - \alpha_{k-1})} (\sin \alpha_k - \sin \alpha_{k-1})}{8b (\alpha_k - \alpha_{k-1}) + 3s (\sin \alpha_k - \sin \alpha_{k-1})^2}. \quad (12)$$

Как показывает анализ зависимостей (7) и (12), при одном и том же угле подгибки  $\theta_k = \alpha_k - \alpha_{k-1}$  с увеличением толщины заготовки наблюдается увеличение угла обхвата. Казалось бы, должно наблюдаться обратное явление, однако следует иметь в виду, что для более толстых заготовок, во-первых, протяженность зоны плавного перехода меньше, чем для тонких заготовок (ее значение изменяется пропорционально  $1/\sqrt{s}$ ), во-вторых, играет определенную роль и относительный радиус поперечного изгиба заготовки перед входом в калибр. При одном и том же радиусе изгиба заготовка большей толщины имеет меньший относительный радиус кривизны, а потому она обладает меньшими упругими свойствами (большая часть сечения охвачена пластическими деформациями).

С увеличением суммарного угла подгибки угол обхвата увеличивается, что объясняется изменением конфигурации конической части нижнего ролика: фактически к последнему переходу коническая рабочая поверхность вырождается в боковую поверхность кольца, что объясняет увеличение контактного угла.

С учетом зависимостей (1) и (6) теперь можно определить значение контактного напряжения:

$$\sigma_k = \frac{P(r)}{m(r, \alpha_k)} = \frac{P(r)}{(R_0 + b \sin \alpha_k) \gamma_{fk}}. \quad (13)$$

Отметим, что угол обхвата  $\gamma_{fk}$  в формуле (13) полностью определяется зависимостями (7) и (12).

На рис. 3 представлено распределение контактных напряжений на втором переходе в зависимости от толщины заготовки в соответствии с зависимостью (13). Характер кривых показывает, что сравнительно высокий уровень контактных напряжений имеет место только вблизи угловой зоны, а затем, по мере движения к кромке заготовки, контактные напряжения падают. Большей толщине заготовки соответствует и более высокий уровень контактных напряжений.

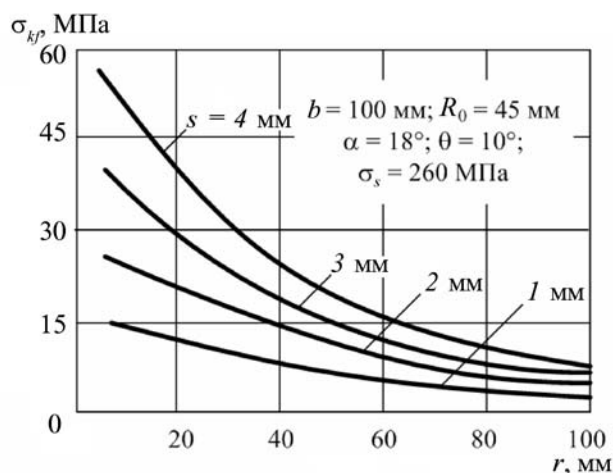


Рис. 3. Распределение контактных напряжений по ширине полки на втором переходе в зависимости от толщины заготовки

Зависимость контактных напряжений от радиуса  $R_0$  базовой поверхности формующего ролика представлена на рис. 4. Видно, что увеличение диаметров формующих роликов приводит к существенному снижению контактных напряжений. Данный результат не является неожиданным, поскольку очевидно, что знаменатель правой части формулы (13) включает в себя радиус базовой поверхности формующего ролика. Однако при этом следует иметь в виду, что с увеличением диаметра ролика угол обхвата конической части заготовкой уменьшается, компенсируя в определенной степени эффект снижения контактных напряжений за счет увеличения радиуса базовой поверхности.

Впрочем, хорошо известно, что увеличение диаметра формующих роликов положительно влияет на

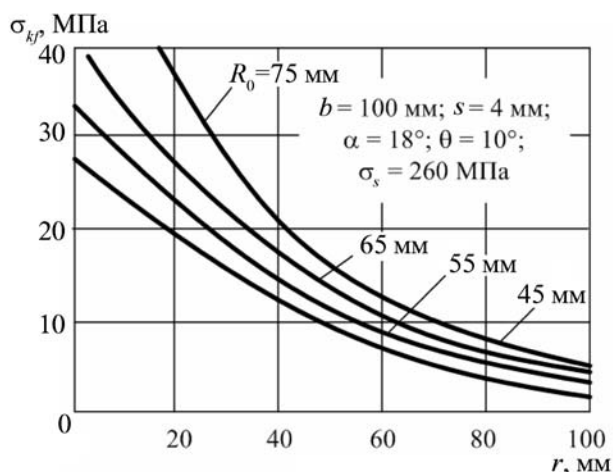


Рис. 4. Распределение контактных напряжений по ширине полки в зависимости от радиуса  $R_0$

условия формовки, однако с экономической точки зрения оно далеко не всегда целесообразно, особенно в условиях мелкосерийного производства. Ясно, что переход к большему диаметру формующих роликов потребует перехода к профилировочному станку более высокой стоимости с большим энергопотреблением и габаритами; для перевалковки станка придется предусматривать подъемные механизмы, не говоря уже о стоимости самих роликов, изготавливаемых из поковок, а не из круглого проката.

Оценку износа произведем на основе модели Архарда [3]:

$$d\Omega = \frac{\partial \omega_L}{\partial t} dA = \eta \frac{\sigma_k V_s}{H_\sigma} dA, \quad (14)$$

где  $\Omega$  – объемный износ в единицу времени;  $\omega_L$  – радиальный износ;  $\eta$  – безразмерный коэффициент поверхностного износа;  $\sigma_k$  – контактное напряжение;  $H_\sigma$  – твердость поверхности инструмента;  $t$  – время эксплуатации формующего инструмента;  $V_s$  – скорость скольжения;  $A$  – площадь контактной поверхности инструмента.

Из формулы (14) можно получить следующее уравнение:

$$\omega_L = \eta \frac{\sigma_k V_s}{H_\sigma} t. \quad (15)$$

Для использования уравнения (15) необходимо установить значения контактных напряжений, скорости скольжения и выполнить пересчет твердости поверхности формующего инструмента от единиц HRC к МПа, преимущественно в аналитическом виде для выполнения машинных расчетов. Обозначив твердость по Роквеллу  $T_R$  и проведя интерполяцию в пакете MathCAD калибровочной зависимости, приведенной в работе [4], получим требуемый результат в следующей аналитической форме:

$$H_\sigma = 207,3 \exp(0,036 T_R) + 372,3. \quad (16)$$

Скорость скольжения заготовки в калибре, входящая в уравнение (15), в значительной степени определяет износ формующего ролика. Она представляет собой разность между скоростью движения профиля (скоростью формовки) и линейной скоростью соответствующего участка рабочего контура роликового калибра. Пусть угловая скорость нижнего рабочего вала равна  $\omega_a$ . Тогда линейную скорость профиля (скорость профилирования) можно найти из соотношения

$$V_f = \omega_a (R_0 + h_k), \quad (17)$$

где  $R_0$  – базовый радиус ролика в текущем переходе;  $h_k$  – расстояние от нижней поверхности дна профиля до центра тяжести его сечения в текущем переходе.

Линейную скорость участка на конической поверхности ролика, положение которого определяется значением  $r$ , можно определить по формуле

$$V_r = \omega_a (R_0 + r \sin \alpha_k). \quad (18)$$

На основании формул (17) и (18) можно найти скорость скольжения  $V_S$ :

$$V_S = V_f - V_r = V_f \frac{h_k - r \sin \alpha_k}{R_0 + h_k}. \quad (19)$$

Однако в определении износа более важную роль играет коэффициент скольжения  $\chi_k$ , представляющий собой относительную скорость скольжения:

$$\chi_k = \left| \frac{V_S}{V_f} \right| = \left| \frac{h_k - r \sin \alpha_k}{R_0 + h_k} \right|. \quad (20)$$

Координату положения центра тяжести сечения  $h_k$  в формуле (20) в текущем переходе для швеллерного профиля можно найти по приближенной формуле

$$h_k \approx \frac{C s / 2 + b^2 \sin \alpha_k}{C + 2b}. \quad (21)$$

Из формул (20) и (21) получаем зависимость коэффициента скольжения от геометрических параметров поперечного сечения профиля и суммарного угла подгибки для  $k$ -го перехода

$$\chi_k = \left| \frac{C s / 2 + (b^2 - 2br - Cr) \sin \alpha_k}{R_0 (C + 2b) + C s / 2 + b^2 \sin \alpha_k} \right|. \quad (22)$$

Из зависимости (22) следует, что максимумы значений коэффициента скольжения приходятся на участок, примыкающий к зоне изгиба, и периферийную часть полки профиля. В точках, соответствующих точкам приложения равнодействующей силы, значения коэффициента скольжения минимальны. На периферийных участках заготовки контактные напряжения незначительны, поэтому следует ожидать, что наибольший износ роликосной оснастки будет иметь место на участках нижнего ролика, примыкающих к зонам высвобождения.

Производя замену времени прокатки  $t$  в формуле (15) на отношение длины ленты в рулоне  $L_p$  к скорости профилирования  $V_f$ , а затем вводя коэффициент скольжения согласно зависимости (22), можно подсчитать значение износа ролика за время прокатки рулона следующим образом:

$$\omega_L = \eta \frac{\sigma_k \chi_k L_p}{H_\sigma}. \quad (23)$$

Для определения длины ленты в рулоне  $L_p$  намотку ленты можно описать спиралью Архимеда [5]:

$$\rho = a \varphi, \quad (24)$$

где  $\rho$  – радиус-вектор;  $\varphi$  – угол поворота радиус-вектора;  $a$  – параметр, представляющий собой отношение линейной скорости к угловой при рассмотрении перемещения материальной точки по спирали ( $s / (2\pi)$ ).

Спрявление спирали (24) в рулоне с внешним и внутренним диаметрами  $D$  и  $d$  соответственно приводит к следующей зависимости:

$$L_p = L_D - L_d = \frac{s}{4\pi} \left[ \left( \frac{\pi}{s} \right)^2 (D^2 - d^2) + \ln \left( \frac{D}{d} \right) \right]. \quad (25)$$

Для случая неплотной намотки введем коэффициент плотности намотки  $K$ :

$$K = \frac{s}{s + \Delta} = \frac{2sN}{D - d}, \quad (26)$$

где  $\Delta$  – радиальный зазор между витками;  $N$  – число витков в рулоне.

Введенный коэффициент (26) достаточно просто рассчитать, выполнив предварительный подсчет числа витков в рулоне (три других параметра обычно приводятся в сертификате на поставку материала). Как следует из формулы (26), при плотной намотке зазор  $\Delta = 0$  и  $K = 1$ .

Для случая неплотной намотки рулона формула (25) принимает следующий вид:

$$L_p = \frac{s}{4\pi K} \ln \left( \frac{D}{d} \right) + \left[ \left( \frac{\pi K}{4s} \right) (D^2 - d^2) \right]. \quad (27)$$

Отметим, что по сравнению с довольно громоздкой зависимостью для вычисления длины ленты в рулоне без учета плотности намотки [4] предлагаемая формула (27) позволяет получать более точные значения. Впрочем, для рулонов с  $d = 580$  мм и  $D = 1850$  мм при толщинах от 0,7 до 3,0 мм сравнение результатов расчетов в обоих подходах показало, что их различие не превышает 2%. А сравнение тех же результатов с расчетом по формуле (27) для рулонов, поставляемых Новолипецким металлургическим комбинатом, показало, что наиболее точные значения все же дает формула (25). Здесь отклонения расчетных данных от показаний счетчиков метража на профилировочных линиях НПО "ИДМ" (г. Ульяновск) не превышали 0,6%.

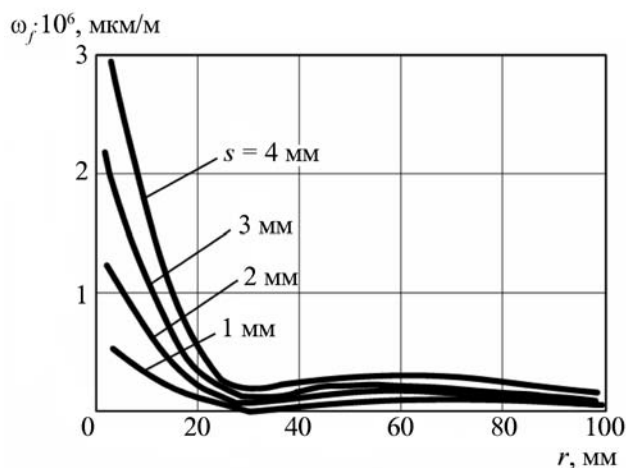


Рис. 5. Распределение удельного износа конической части нижнего ролика по его образующей

Таким образом, все параметры, входящие в формулу расчета радиального износа (23), определены и она пригодна к выполнению расчетов. Однако на практике часто используют так называемый удельный износ.

Производя деление обеих частей зависимости (23) на длину рулона, получим выражение для радиального износа ролика в расчете на единичную длину профиля (удельного износа):

$$\omega = \frac{\omega_L}{L_p} = \eta \frac{\sigma_k \chi_k}{H_\sigma} \quad (28)$$

Следует отметить, что при измерении длины рулона в метрах удельный износ имеет размерность мкм/м.

На рис. 5 представлено распределение удельного износа вдоль образующей конического участка нижнего ролика на основании зависимости (28) ( $b = 100$  мм,  $C = 80$  мм,  $\alpha = 40^\circ$ ,  $\theta = 20^\circ$ , материал заготовки – Ст3; межклетьевое расстояние, размеры роликов, скорость профилирования приняты равными соответствующим параметрам профилировочных станков НПО "ИДМ" (г. Ульяновск)). Как показывает рис. 5, наибольший износ нижнего ролика второго перехода имеет место вблизи угловой зоны профиля. Характерно снижение удельного износа практически до нулевого значения на уровне, где скорость скольжения близка к нулю (примерно соответствует положению центра тяжести профиля).

На рис. 6 представлены зависимости радиального износа нижнего ролика третьего перехода от ширины полки и толщины заготовки при производстве  $10^5$  погонных метров швеллерных профилей из стальной

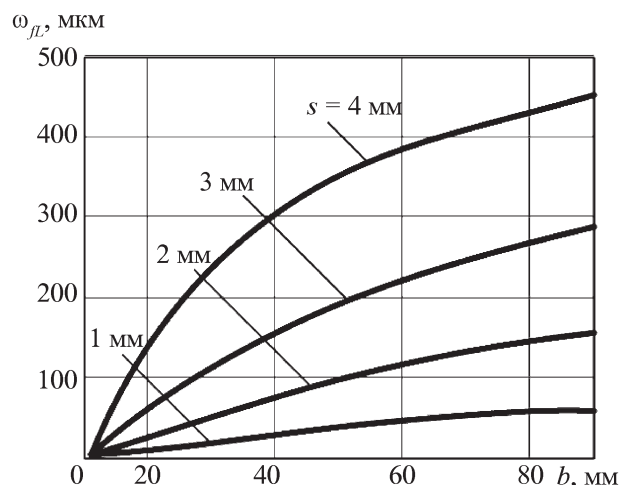


Рис. 6. Радиальный износ нижнего ролика после профилирования  $10^5$  погонных метров швеллерного профиля

ленты по технологии интенсивного деформирования в соответствии с зависимостью (23).














Радиальный износ существенно зависит от свойств поверхности исходной заготовки и смазки. В работе [6] приводятся данные по износу нижних роликов при традиционном профилировании горячекатаной ленты, на поверхности которой присутствовала окалина. Петрографический анализ выявил в ней единичные зерна кварца, стекловидные фазы и глобулы закиси железа. Даже при использовании эмульсола Э-1 наблюдается повышенный износ роликовой оснастки (см. таблицу). В работе [6] также показаны микрорельефы поверхностей износа, свидетельствующие об абразивном износе. Дело в том, что твердость частиц окислы может в 3–5 раз превышать твердость поверхности формирующих роликов. Сравнение экспериментальных данных со значениями износа, рассчитанными по модели (23), показывает их достаточно большое расхождение.

Что касается радиального износа при использовании МИД, исследования проводили для первых трех переходов. Получение экспериментальных данных обеспечивали путем установки роликов в центрах токарного станка и монтажа индикатора часового типа ИЧ-5 с державкой на его суппорт. Диапазон измерений ИЧ-5 – 0...5 мм, точность – 0,01 мм.

Полученные в этом случае экспериментальные значения износа на 15...20 % выше расчетных значений, что объясняется, по-видимому, некоторыми принятыми для удобства расчета упрощениями в модели. В частности, зависимости протяженности зоны плавного перехода  $L$  и удельного момента  $T$  для угловой зоны в формуле (5) не учитывают упрочнение металла заготовки. Вместе с тем, известно, что упрочне-



Радиальный износ нижних роликов при традиционном профилировании и методе интенсивного деформирования

| Размер сечения профиля, мм, и материал заготовки  | L, тыс. пог. м | Радиальный износ, мкм |               | Номер клетки/ролик | Эскиз профиля   |
|---|----------------|-----------------------|---------------|--------------------|---|
|   |                | Эксперимент           | Расчет***     |                    |   |
| <b>Традиционное профилирование</b>  |                |                       |               |                    |   |
| 40×40×3 (Ст3)   | 85             | 250*                  | 232           | 3/Н                |    |
| 40×40×2,5 (Ст3)   | 191            | 450*                  | 334           | 4/Н                |    |
| 35×50×20×4 (Ст3)  | 153            | 700*                  | 550           | 4/Н                |    |
| 50×40×12×2,5 (Ст3)  | 90             | 500*                  | 110           | 3–4/Н              |    |
| 60×32×2,5 (Ст3)   | 189            | 600*                  | 148           | 4/Н                |    |
| 60×60×3 (Ст3)   | 81             | 305**                 | 171           | 2/Н                |    |
| <b>Метод интенсивного деформирования (по данным НПО "ИДМ")</b>                                    |                |                       |               |                    |   |
| 50×34×2 (08пс)  | 182            | 70; 110; 160          | 46; 85; 178   | 1; 2; 3/Н          |   |
| 30×40×2 (08пс)  | 390            | 120; 290; 460         | 145; 320; 537 | 1; 2; 3/Н          |  |
| 20×35(×15)×2 (08пс)   | 268            | 80; 210; 330          | 109; 234; 382 | 1; 2; 3/Н          |  |
| 20×15(×6)×2 (08 пс)   | 130            | 10; 60; 170           | 20; 40; 205   | 1; 2; 3/Н          |  |
| 32×25×1,5 (08пс)  | 580            | 70; 190; 340          | 94; 215; 390  | 1; 2; 3/Н          |  |
| 37×30(×12)×1,5 (08пс)   | 230            | 40; 120; 190          | 50; 100; 175  | 1; 2; 3/Н          |  |
| 30×28(×3)×1,5 (08 пс)   | 318            | 50; 140; 210          | 72; 133; 234  | 1; 2; 3/Н          |  |
| <p>* По данным работы [6].</p> <p>** По данным работы [4].</p> <p>*** По предлагаемой модели.</p> |                |                       |               |                    |   |

ние в угловой зоне может достигать 15...20 %, а протяженность зоны плавного перехода также увеличивается при наличии упрочнения. Модель зоны плавного перехода и формула для удельного момента с учетом упрочнения приведены в работе [1]. Условия контактного трения, включающие качество поверхности заготовки, шероховатость поверхности инструмента, средство материалов заготовки и инструмента, сорт смазки и способ ее нанесения, можно

учесть корректировкой коэффициента поверхностного износа в формуле (15). В настоящее время ведется работа по сбору статистических данных по износу формирующего инструмента на предприятиях, применяющих метод интенсивного деформирования в профилировании (в Российской Федерации их более 700), в целях обобщения разработанной модели, в частности на номенклатуру сложных многоэлементных профилей.

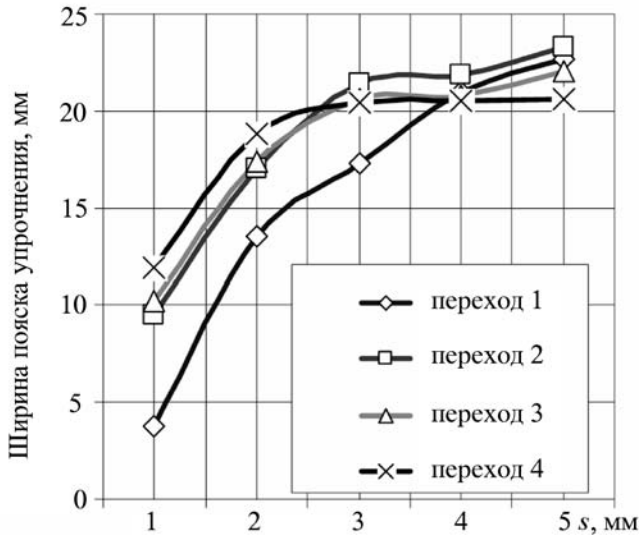


Рис. 7. Зависимость ширины пояса упрочнения от толщины материала

Размеры участков под упрочнение или упрочняющее покрытие определяются величиной отрезка вдоль образующей конической части формирующего ролика, заключающегося между координатой  $x$  (см. формулу (2)) и координатой, соответствующей уровню износа, не приводящего к дефектам сечения профиля. В зависимости от планируемого срока эксплуатации формирующей оснастки (по метражу выпуска профильной продукции) и допуска на сечение профиля (обычно 0,2 мм) можно ввести соответствующее ограничение на значение износа и использовать уравнение (15) для определения границы участка упрочнения. На рис. 7 показаны зависимости ширины пояса конического участка нижнего ролика от толщины заготовки для первых четырех переходов при ширине подгибаемой полки профиля  $b = 60$  мм, полученные по приведенной выше процедуре. Видно, что упрочнению подлежат участки конической части ролика шириной до 23 мм в зависимости от толщины профилируемой заготовки. Впрочем, на рис. 5 также хорошо видно, что основной износ ролика приходится на участок в пределах 25 мм. Зависимости, приведенные

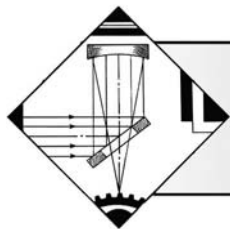
на рис. 7, полностью определяют размеры участков упрочнения, которые примыкают к цилиндрическому участку ролика и отстоят от него на величину  $x$ . Результаты представленной работы могут использоваться проектировщиками и изготовителями технологической оснастки для профилирующих линий.

### Выводы

1. Интенсивное формообразование гнутых профилей в роликах вызывает неравномерность распределения сил подгибки и значительные контактные напряжения.
2. Для установления зон интенсивного износа необходимо принимать в рассмотрение также условия проскальзывания заготовки и инструмента.
3. Разработанная модель определения положения и размеров участков под упрочнение может использоваться проектировщиками и изготовителями технологической оснастки, в том числе для оценки ресурса последней, и позволит обеспечить надлежащее качество профильной продукции.
4. Сравнение требуемого срока службы оснастки и ее прогнозируемого ресурса дает основание для выбора подходящих технологий упрочнения и покрытий.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Филимонов А.В., Филимонов С.В. Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2010. 206 с.
2. Филимонов С.В., Филимонов В.И. Интенсивное формообразование гнутых профилей. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2008. 444 с.
3. Jendel T. Prediction of wheel profile wear – comparisons with measurements. Wear. 2002. Vol. 253. P. 89–99.
4. Galkhar A.S., Meehan P.A., Daniel W.J., Ding S.C. A method of approximate tool wear analysis in cold roll forming // The 5th Australasian congress on Applied Mechanics (ACAM–2007), 10–12 December 2007. Brisbane, Australia. Brisbane: 2007. P. 123–128.
5. Позняк Э.Г., Шикин Е.В. Дифференциальная геометрия. М.: Изд-во МГУ, 1990. 384 с.
6. Чекмарёв А.П., Калужский В.Б. Гнутые профили проката. М.: Металлургия, 1974. 264 с.



УДК 621.7

Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, Н.С. Зубков (Тверской государственный технический университет),  
С.Г. Емельянов, Д.Н. Романенко (Юго-Западный государственный университет, г. Курск)  
E-mail: Ludmila.a@mail.ru

## Лазерный отпуск быстрорежущей стали

*Изучены фазовый состав, микроструктура и распределение микротвердости в быстрорежущей стали марки P6M5 после лазерной закалки с оплавлением поверхности и лазерного отпуска. Лазерную обработку стали выполняли на автоматизированном лазерном комплексе АЛТКУ-3 с многоканальным CO<sub>2</sub>-лазером. Показано, что оплавленная зона имеет пониженную микротвердость из-за растворения значительной части карбидов и наличия остаточного аустенита. Для повышения твердости, теплостойкости и износостойкости быстрорежущей стали после лазерной закалки с оплавлением поверхности рекомендуется применять лазерный отпуск, в результате которого остаточный аустенит устраняется, проходят процессы дисперсионного твердения с выделением карбида типа M<sub>2</sub>C.*

**Ключевые слова:** быстрорежущая сталь, лазерная закалка с оплавлением поверхности, лазерный отпуск, многоканальный CO<sub>2</sub>-лазер.

*In this real work the phase structure, a microstructure and microhardness distribution in quick cutting steel of the P6M5 brand after laser training with burn-of a surface and laser holiday are studied. Laser processing of steel carried out on the automated ALTKU-3 laser complex with multichannel CO<sub>2</sub> the laser. It is shown that the melted-off zone has the lowered microhardness because of dissolution of considerable part of carbides and availability of residual austenite. After laser training with burn-of of a surface it is recommended to apply laser holiday as a result of which residual austenite is eliminated to increase of hardness, heat resistance and wear resistance of quick cutting steel, pass processes of dispersive curing with carbide allocation like M<sub>2</sub>C.*

**Keywords:** quick cutting steel, laser training with a burn-of surface, laser holiday, multichannel CO<sub>2</sub> the laser.

### Введение

Быстрорежущие стали наряду с твердыми сплавами являются основными инструментальными материалами в производстве металлорежущего инструмента высокой производительности [1, 2]. К основным свойствам быстрорежущих сталей относятся высокие твердость (не менее 62 HRC), теплостойкость (не менее 620 °С), предел прочности при изгибе ( $\sigma_{изг}$ ) и ударная вязкость (КС). Эти свойства определяют как производительность процесса резания, так и круг обрабатываемых материалов [3]. Требуемый комплекс механических, технологических и эксплуатационных свойств в быстрорежущих сталях формируется благодаря легированию сильными карбидообразующими компонентами – вольфрамом, молибденом, хромом, ванадием и сложной технологии упрочнения, заключающейся в закалке с высоких температур (1230...1280 °С) и последующем трехкратном отпуске при температуре 560 °С [2–5]. В работе [6] изучается характер и причины разрушения быстрорежущих сталей. Так как в изломе закаленных и отпущенных быстрорежущих сталей ледебуритного класса практически

отсутствует вязкая структурная составляющая, их прочность характеризуется главным образом сопротивлением хрупкому разрушению. Экспериментально установлено [7], что образование трещины наиболее вероятно на границе "карбид–матрица". Вокруг карбида создается дефектная зона, размер которой зависит от величины карбида. Так как быстрорежущие стали, изготовленные по стандартной технологии, содержат в структуре крупные эвтектические карбиды размером 10...15 мкм, то преждевременный выход из строя инструмента часто происходит из-за выкрошивания крупных карбидов в режущей кромке инструмента.

Повышение стойкости металлорежущего инструмента, изготовленного из быстрорежущих сталей ледебуритного класса, возможно с применением лазерной обработки [8–10]. Лазерное термоупрочнение чаще всего используют без оплавления поверхности или с минимальным оплавлением в целях увеличения глубины зоны лазерного воздействия. Объясняется это тем, что при низких скоростях движения лазерного луча в зоне оплавления образуется микроструктура с пониженным значением микротвердости [8]. Работа [11] посвящена изучению фазового

состава и микроструктуры быстрорежущей стали марки Р6М5 после лазерной закалки с оплавлением поверхности на автоматизированном лазерном комплексе АЛТКУ-3 с многоканальным CO<sub>2</sub>-лазером на различных режимах. Показано, что оплавленная зона содержит мартенсит, около 10...15 % остаточного аустенита и 1...8 % карбидов. При лазерной перекристаллизации быстрорежущей стали эвтектические карбиды растворяются, обогащая твердые растворы аустенит и мартенсит углеродом и легирующими компонентами. Насыщение твердых растворов повышает температуру фазового превращения в стали и ее теплостойкость. Однако для повышения теплостойкости необходимо также создание достаточного количества фаз-упрочнителей [2]. После лазерной закалки с оплавлением поверхности необходимо выполнение высокотемпературного отпуска, при котором пройдут процессы дисперсионного твердения.

Известно, что при лазерном термоупрочнении предварительно закаленных и отпущенных сталей между зонами закалки и основным металлом образуется переходная зона, в которой возможно снижение твердости из-за процессов распада мартенсита [8, 12–16]. Объемный высокотемпературный отпуск после лазерной закалки нежелателен, так как он может привести к дальнейшему разупрочнению переходной зоны. В настоящей работе предлагается после лазерной закалки выполнять лазерный отпуск, который обеспечит локальный нагрев поверхностных слоев стали на требуемую глубину.

Цель работы – изучить фазовый состав, микроструктуру и распределение микротвердости в быстрорежущей стали марки Р6М5 после лазерной закалки с оплавлением поверхности и лазерного отпуска.

### Методы проведения исследований

Образцы стали марки Р6М5 после объемной закалки и трехкратного отпуска при температуре 560 °С обрабатывались непрерывным лазерным излучением на автоматизированном лазерном комплексе АЛТКУ-3 [9]. Комплекс состоит из специально разработанного многоканального (40 лучей) CO<sub>2</sub>-лазера с мощностью выходного излучения 3 кВт и технологического поста с пятью координатами манипулирования лучом и двумя координатами манипулирования обрабатываемой деталью. Сразу после лазерной закалки с оплавлением поверхности выполняли лазерный отпуск.

Микроструктуру стали в зоне лазерного воздействия исследовали методами растровой электронной микроскопии на универсальном микроскопе JEOL 6610LV (Япония). Фазовый состав стали определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Bruker D8 Advance (Германия). Микротвердость измеряли на отечественном микротвердометре ПМТ-3 согласно ГОСТ Р 8.748–2011(ИСО 14577-1:2002).

### Результаты исследования и их обсуждение

Поскольку при лазерной обработке различные слои металла нагреваются до разных температур, зона лазер-

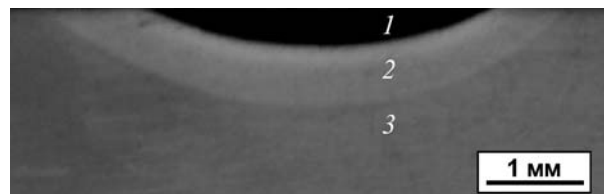


Рис. 1. Макрошлиф поперечного сечения образца стали марки Р6М5 после лазерной закалки с оплавлением поверхности

ного воздействия имеет слоистое строение [8, 11–14]. Макрошлиф поперечного сечения одного из закаленных лазером образцов представлен на рис. 1. Цифрами обозначены характерные зоны лазерного воздействия: 1 – закалка из жидкой фазы; 2 – закалка из твердой фазы; 3 – основной металл. Как показали измерения микротвердости (рис. 2), зона закалки из жидкой фазы глубиной 500...600 мкм имеет пониженную микротвердость: 7600...7800 МПа. Это связано со значительным количеством растворенных карбидов и наличием остаточного аустенита. Зона закалки из твердой фазы протяженностью 600...700 мкм имеет более высокую твердость: около 9000 МПа. Переходная зона на макрошлифе незаметна, имеет небольшую протяженность: всего несколько десятков микрометров. Из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения при выполнении лазерной закалки степень разупрочнения стали в переходной зоне незначительна, микротвердость снижается до 7500...7700 МПа только в центральной части дорожки. Быстрорежущая сталь Р6М5 вне зоны лазерного воздействия имеет микротвердость 8000...8100 МПа.

В целях повышения теплостойкости быстрорежущей стали в зоне лазерного воздействия сразу после лазерной закалки выполняли лазерный отпуск. По данным [8],

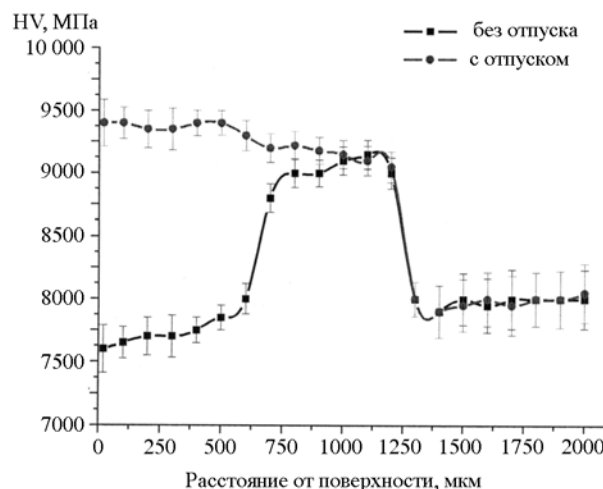


Рис. 2. Распределение микротвердости быстрорежущей стали Р6М5 в зоне лазерной закалки с оплавлением и лазерного отпуска



при скоростном отпуске закаленной стали происходят те же фазовые и структурные превращения, что и при медленном нагреве в печи. Так как лазерное воздействие кратковременно, отпуск можно проводить при температуре нагрева вплоть до точки  $A_{c1}$ .

Параметры тепловых полей при лазерной обработке можно определять по аналитическим выражениям, которые представляют собой решения дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной подстановке [8, 12]. Это значит, что коэффициенты теплофизических свойств считают не зависящими от температуры.

В монографии [12] представлены результаты экспериментальной проверки расчетной модели термоупрочнения железоуглеродистых сплавов с помощью  $CO_2$ -лазеров непрерывного действия. Результаты расчета глубины закаленной зоны для стали и чугуна хорошо согласуются с экспериментальными значениями. Отклонение не превышает 15 %. По аналогии с лазерной закалкой без оплавления поверхности в настоящей работе использовалось следующее аналитическое выражение для расчета максимально достижимой глубины лазерного отпуска  $z$  на оси пучка лазерного излучения:

$$z = \left( \frac{4at}{\pi} \right)^{1/2} \frac{T_{\max} - T_{\min}}{T_{\max}},$$

где  $T_{\max}$  и  $T_{\min}$  – максимальная и минимальная температуры нагрева на требуемой глубине;  $a$  – температуропроводность обрабатываемого материала,  $m^2/c$ ;  $t$  – время действия источника тепла.

Значение температуры  $T_{\max}$  ограничивали точкой  $A_{c1}$ ;  $T_{\max} = 815 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $T_{\min} = 540 \text{ }^\circ\text{C}$ , – по данным [3], это нижняя граница рекомендуемых температур для предварительно закаленной стали Р6М5, при которой происходят процессы дисперсионного твердения.

На рис 3. и в таблице представлены результаты расчета максимально достижимой глубины отпуска  $z$ . Скорость сканирования луча  $v = 0,01...0,03 \text{ м/с}$ , радиус пятна лазерного излучения на обрабатываемой поверхности  $r = 0,001...0,006 \text{ м}$  (линии – расчет, точки – эксперимент).

Анализ данных, приведенных на рис. 3 и в таблице, показал, что выполнение лазерного отпуска на требу-

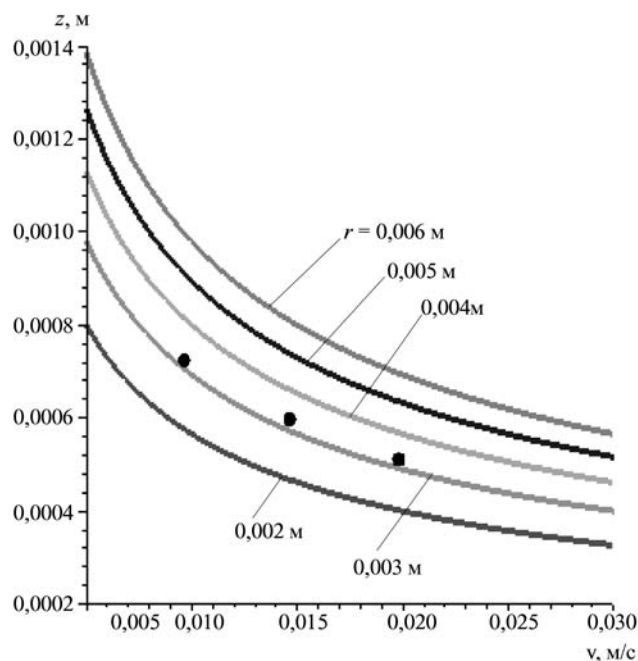


Рис. 3. Расчетные значения максимально достижимой глубины отпуска  $z$

мую глубину возможно на различных режимах. Выбор нужных режимов лазерной обработки необходимо осуществлять в соответствии с технологическими возможностями используемых лазерных комплексов. Результаты проверок показали хорошее соответствие расчетных и экспериментальных значений  $z$ . С помощью приведенного выше выражения с погрешностью 10...15 % можно достаточно просто оценить глубину лазерного отпуска для закаленной быстрорежущей стали.

На рис. 4 (см. с. 2 обложки) представлены рентгенограммы стали Р6М5 после лазерной закалки и лазерного отпуска. По данным рентгеноструктурного анализа, после лазерной закалки в структуре быстрорежущей стали содержалось около 20 % об. остаточного аустенита. Однократный лазерный отпуск снизил количество остаточного аустенита до 9,5 % об. При отпуске образовалось 4,7 % об. карбидов  $V_2C$ .

Расчетные значения максимально достижимой глубины отпуска  $z$ , мкм

| Радиус пятна | Скорость сканирования, м/с |           |           |       |      |
|--------------|----------------------------|-----------|-----------|-------|------|
|              | 0,01                       | 0,015     | 0,02      | 0,025 | 0,03 |
| 0,002        | 565                        | 462       | 400       | 358   | 327  |
| 0,003        | 693 (720)                  | 565 (600) | 490 (500) | 438   | 400  |
| 0,004        | 800                        | 653       | 565       | 506   | 462  |
| 0,005        | 894                        | 730       | 632       | 565   | 516  |
| 0,006        | 979                        | 800       | 693       | 619   | 565  |

Примечание. В скобках приведены результаты экспериментов.

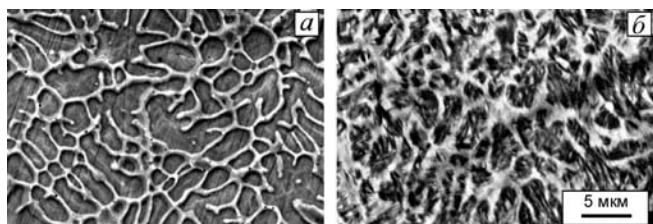


Рис. 5. Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 после лазерной закалки (а) и лазерного отпуска (б)

Твердость и теплостойкость быстрорежущих сталей тем выше, чем больше дисперсных карбидов выделяется из мартенсита при отпуске и чем больше их устойчивость против коагуляции при нагреве выше температуры отпуска [1]. Тип и свойства выделяющихся карбидов зависят от соотношения  $K$  в мартенсите легирующих компонентов и углерода,  $K = \Sigma(W, Mo, V)$ , ат. % / C, ат. % [1]. При  $K = 2$  из мартенсита выделяются наиболее устойчивые карбиды  $M_2C$  на основе вольфрама и молибдена. Замещение в кристаллической решетке карбида  $M_2C$  атомов вольфрама и молибдена на атомы ванадия повышает устойчивость этих карбидов против коагуляции [17]. Это обусловлено тем, что ванадий – более сильный карбидообразующий компонент, чем вольфрам и молибден.

Микроструктуры быстрорежущей стали Р6М5 после лазерной закалки и лазерного отпуска представлены на рис. 5. После лазерной закалки в оплавленной зоне формируется ячеистая структура (рис. 5, а) со средним размером ячеек около 3 мкм. При лазерной закалке с оплавлением поверхности значительная часть карбидов, находящихся в структуре стали, растворилась, насыщая твердые растворы мартенсит и аустенит легирующими компонентами и углеродом. В зоне оплавления наблюдается концентрационная неоднородность, количество легирующих компонентов у стенок ячеек выше, чем в их центральной части [11]. Структура – мартенсит, остаточный аустенит и карбиды.

Ячейки твердой фазы мартенсита окружены тонкой прослойкой пластичной фазы остаточного аустенита. В центральной части аустенитной прослойки встречаются карбиды в виде дискретных пленок толщиной до 0,1 мкм. При лазерном отпуске (рис. 5, б) происходят процессы распада остаточного аустенита и выделение дисперсных карбидов. Микротвердость стали в зоне оплавления (см. рис. 2) после лазерного отпуска возросла до 9200...9300 МПа.

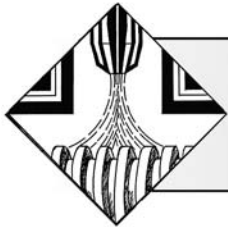
### Заключение

Применение для быстрорежущей стали лазерной закалки с оплавлением поверхности обеспечивает в оплавленной зоне растворение крупных карбидов и получение структуры высоколегированных твердых растворов мартенсита и аустенита. Последующим лазерным отпуском устраняется остаточный аустенит, и протекают процессы дисперсионного твердения. Для более эффективного упрочнения быстрорежущей стали рекомендуется

после лазерной закалки с оплавлением поверхности выполнять многократный лазерный отпуск. Инструмент, упрочненный данным способом, будет обладать повышенным комплексом эксплуатационных свойств, при этом снижается риск преждевременного выхода его из строя из-за выкрошивания крупных карбидных включений в режущей кромке.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кремнев Л.С., Виноградова Л.А., Онегина А.К., Сапронов И.Ю. Особенности состава, структуры и свойств быстрорежущих сталей для металлорежущего инструмента с ионно-плазменными покрытиями на основе нитрида титана // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 1 (679). С. 4–9.
2. Кремнев Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009. № 12. С. 13–19.
3. Геллер Ю.А. Инструментальные стали М.: *Металлургия*, 1983. 525 с.
4. Лаврентьев А.Ю., Барчуков Д.А., Романенко Д.Н. Упрочнение наплавленной быстрорежущей стали пластическим деформированием и термической обработкой // *Известия Юго-Западного государственного университета*. 2013. № 1 (46). С. 94–100.
5. Романенко Д.Н. Цианирование быстрорежущей стали Р6М5 в высокоактивных пастообразных обмазках с нагревом в соляных ваннах // *Известия Юго-Западного государственного университета*. 2013. № 1 (46). С. 100–103.
6. Адашкин А.Д., Кремнев Л.С., Сапронов И.Ю. О разрушении ледобуритных и заэвтектоидных быстрорежущих сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. № 6 (672). С. 23–28.
7. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Крысина Н.Н. Структура и мартенситные превращения при деформации углерод- и азотсодержащих сплавов железа // *Металлы*. 2001. № 6. С. 80–84.
8. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М., МГТУ, 2006. 664 с.
9. Югов В.И. Лазерное термоупрочнение – высокоэффективная технология ресурсосбережения // *Лазер-Информ*. 2008. № 23 (398). С. 1–8.
10. Астапчик С.А., Голубев В.С., Маклаков А.Г. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке. Минск: *Белорусская наука*, 2008. 251 с.
11. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Ботьянов Е.В., Раткевич Г.В., Гречишкин Р.М. Структурные фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением поверхности многоканальным  $CO_2$  лазером // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2013. № 8 (104). С. 10–13.
12. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. М.: *Физматлит*, 2009. 664 с.
13. Афанасьева Л.Е., Яковлев И.А., Зубков Н.С., Зоренко П.О., Гречишкин Р.М. Структурное состояние инструментальной стали после лазерной закалки с оплавлением поверхности // *Металлургия машиностроения*. 2010. № 4. С. 17–20.
14. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Разумов М.С. Технологическая прочность наплавленной быстрорежущей стали при газолазерной резке // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009. № 7. С. 36–38.
15. Bonek M., Dobrzanski L.A., Hajduczek E., Klimpel A. Structure and properties of laser alloyed surface layers on the hot-work tool steel // *J. Materials Processing Technology*. 2006. № 175. P. 45–54.
16. Karatas C., Yilbas B.S., Aleemb A., Ahsan M. Laser treatment of cemented carbide cutting tool // *J. Mater. Processing Techn.* 2007. Vol. 183. P. 234–240.
17. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов оптимального состава // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. № 11. С. 18–28.



# ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

УДК 621.9.047

С.Ю. Жачкин, А.И. Болдырев, А.А. Болдырев, В.В. Михайлов,  
Д.В. Гедзенко, Н.А. Пеньков  
(Воронежский государственный технический университет)  
E-mail: alexboldyrev@yandex.ru

*Доказана эффективность использования дисперсно-упрочненных композитных хромовых покрытий для повышения срока службы контактной пары применительно к паре трения сталь–бронза. Проведенные эксперименты показали уменьшение износа в зависимости от режима работы пары трения в 4...14 раз.*

**Ключевые слова:** износостойкость, гальванические композитные покрытия.

*Efficiency of use of the dispersion-strengthened composite chromic coverings for increase of service life of contact pair with reference to pair a friction a steel–bronze is proved. The made experiments have shown reduction of deterioration depending on an operating mode of pair a friction in 4...14 times.*

**Keywords:** wear resistance, galvanic composite coverings.

## Введение

Повышение быстроходности, мощности и производительности оборудования при одновременно возрастающих требованиях к его надежности и долговечности вызывает необходимость увеличения твердости, износостойкости материалов деталей машин и механизмов. В большинстве случаев достаточно создать рабочие поверхностные слои из материалов, стойких в неблагоприятных условиях, возникающих при эксплуатации машин.

С появлением новых устройств и механизмов в авиастроении встал вопрос о совершенствовании пары трения стальной поршень – бронзовая втулка, имитирующей работу узлов взлетно-посадочных устройств, работающих в условиях дефицита смазки. Большинство трущихся деталей работает в условиях высоких удельных нагрузок, малых скоростей скольжения и низких температур поверхностей трения, что характерно для узлов шасси летательных аппаратов. В этих случаях отсутствуют какие-либо структурные изменения, перенос материала с одной поверхности на другую. Износ обусловлен в основном абразивным воздействием частиц. В случае применения одной из сопрягаемых деталей с хромовым покрытием износ наблюдается в основном на детали с меньшей твердостью. На детали с хромовым покрытием отсутствуют риски от абразивных частиц и следы от задиrow, а износ деталей невелик [1].

Проблема продления срока службы пары трения может решаться различными способами: улучшением условий трения (применением смазки), применением

деталей с контактными поверхностями пониженной шероховатости, использованием более износостойких материалов и др.

Цель работы – изучение возможности повышения срока службы контактной пары сталь – бронза нане-

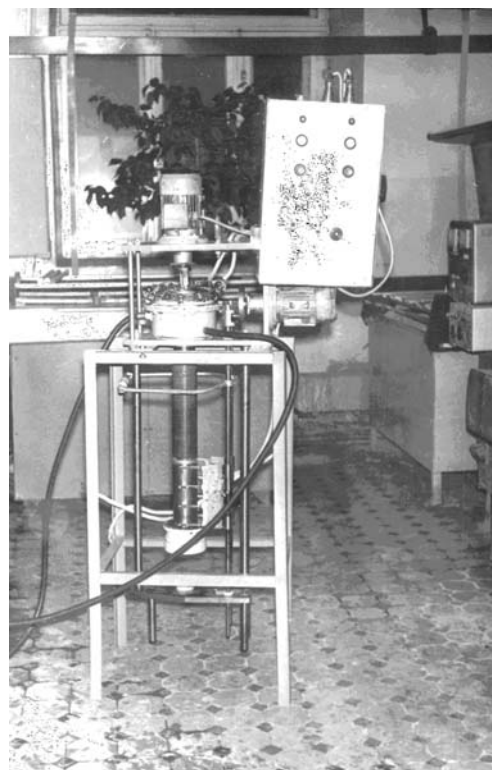


Рис. 1. Опытная установка



сением гальванических композитных дисперсно-упрочненных покрытий, полученных методом гальваноконтактного осаждения (ГКО) на стальную основу. При этом исследовалось влияние режимов трения. Покрытия для испытаний наносились на опытной установке ГКО 1, представленной на рис. 1.

### Проведение исследований

Для испытаний на износоустойчивость выбирались образцы, восстановленные по стандартной технологии гальваническим хромированием (серия 1) и по технологии ГКО (серия 2). Характеристики восстановленных образцов и покрытий приведены в таблице.

В каждой серии обрабатывались 4 детали. Для возможности проведения сравнительного анализа износостойкости покрытий, полученных по разным технологиям, исследования проводились на режимах проверки износостойкости, приведенных в [2].

Триботехнические испытания проводились на лабораторной установке торцевого трения. Образец закреплялся в патроне рычага, который лежал на барабане под нагрузкой. Через каждые 50 или 100 оборотов образец приподнимали и охлаждали. Установка снабжена устройством, обеспечивающим возвратно-поступательное движение образца. Трущаяся пара представляла собой диск из стали 30ХГСА (ГОСТ 4543–71) диаметром 40 мм с нанесенным на него покрытием, который перемещался по неподвижной плоскопараллельной пластине. Пластина изготовлялась из бронзы БрАЖ9–4 (ГОСТ 18175–78). В исследованиях имитировалась износостойкость с бронзовой поверхностью. В качестве нагрузки на образец использовалась съемная гиря. Одновременно истиралось несколько образцов. Начальная скорость вращения подвижного цилиндра составляла 600 мин<sup>-1</sup>, начальное усилие его осевого прижима – 18,8 МПа. Покрытия толщиной 250 мкм наносились на пластину толщиной 6 мм из стали 30ХГСА (ГОСТ 4543–71), которая и служила эталоном. Критериями оценки износостойкости служили коэффициент трения  $\mu$  и интенсивность износа  $Q$ . Интенсивность износа оценивали по формуле

$$Q = \frac{\Delta m}{L S},$$

где  $\Delta m$  – убыль массы образца в ходе испытания;  $L$  – путь трения;  $S$  – площадь трения.

Исследовались покрытия, полученные при стандартном хромировании, и композитные хромовые покрытия, наносимые по новой технологии гальваноконтактного осаждения [3]. Эталон для сравнения – образец из стали 30ХГСА (ГОСТ 4543–71) и образец из бронзы БрАЖ9–4 (ГОСТ 18175–78) – контртело. При построении экспериментальных кривых износа применялись следующие обозначения: все пары трения маркировались двойным кодом. Первая цифра кода указывала на тип покрытия в паре (1 – стандартное хромовое покрытие; 2 – покрытие дисперсно-упрочненным композитным хромом), а вторая на характеристику детали в паре трения (1 – образец; 2 – контртело). При проведении эксперимента варьировали давление прижима  $P$  и условия трения (без смазки или с пропиткой графитовой смазкой).

### Обсуждение результатов

Изучение зависимости триботехнических свойств основы и покрытий от условий трения в установившемся режиме трения показало (рис. 2), что наличие смазки снижает коэффициент трения и износ контактной пары на всех образцах, однако для композитного покрытия наличие смазки не является определяющим условием повышения износостойкости.

Из анализа данных, полученных в ходе экспериментальных работ, следует, что с увеличением нагрузок интенсивность изнашивания увеличивается. Видно, что при любых значениях нагрузок интенсивность изнашивания исследуемой пары трения значительно ниже, чем серийной пары. Объясняется это, видимо, особой структурой получаемого покрытия. При увеличении усилия прижима увеличиваются коэффициент трения и износ контактной пары.

В результате исследования антифрикционных свойств пар трения сталь–бронза, установлено, что наибольшая убыль массы наблюдается для пары сталь–бронза со стандартным хромовым покрытием без смазки, а наименьшая – для пары сталь–бронза с композитным хромовым покрытием со смазкой (см. рис. 2, 3). Наличие графитовой смазки положительно влияет на интенсивность износа. Масло заполняет все открытые поры и в начальный момент значительно снижает износ и коэффициент трения на участках приработки. Но после вскрытия закрытых пор наблюдается значительное увеличение износа. Объяснение этому эффекту авторы видят в накоплении в

Характеристики восстановленных образцов

| Номер серии | Параметр шероховатости $Ra$ , мкм | Микротвердость HV, МПа | Толщина покрытия, мкм | Наличие сетки трещин в покрытии |
|-------------|-----------------------------------|------------------------|-----------------------|---------------------------------|
| 1           | 0,10...0,16                       | 9800...10 500          | 200...250             | Присутствует                    |
| 2           | 0,04...0,06                       | 10 420...11 500        | 200...250             | Отсутствует                     |



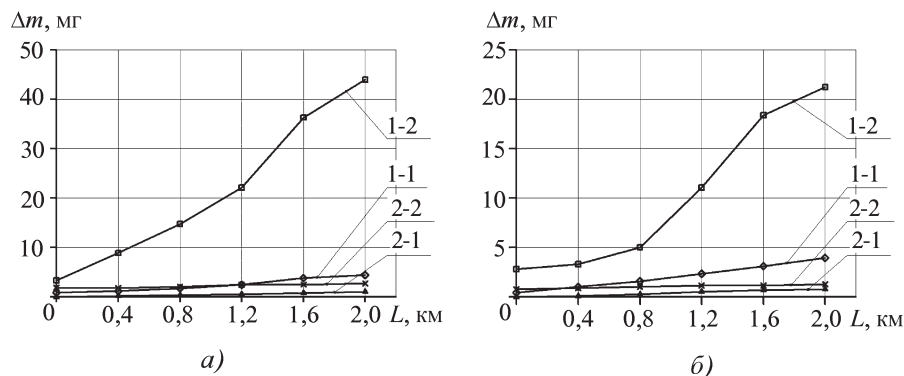


Рис. 2. Зависимость износа пары хромовое покрытие – бронза от типа используемого покрытия при  $P = 18,8$  МПа: *а* – без смазки; *б* – со смазкой

углублениях пор продуктов износа, которые в дальнейшем играют роль абразива. Для исследуемой пары трения с композитным хромовым покрытием характерно отсутствие пор на поверхности детали. В связи с этим, по нашему мнению, продукты износа своевременно удаляются из зоны трения, а не накапливаются в ней. Все это обеспечивает наиболее благоприятные условия работы контактирующих пар и повышает их износостойкость.

При увеличении давления прижима  $P$  контртела с 18,8 до 42,2 МПа (рис. 3) при испытании пары со стандартным покрытием износ образца и контртела в начальный период увеличивается примерно в три раза. Затем без наличия графитовой смазки происходит ухудшение условий трения и резкий рост коэффициента трения, по-видимому, из-за заполнения пор в поверхности покрытия продуктами износа. На рис. 3 видно, что убыль массы контртела в случае исследования стандартного покрытия при работе без смазки значительно выше, чем при использовании смазочного материала.

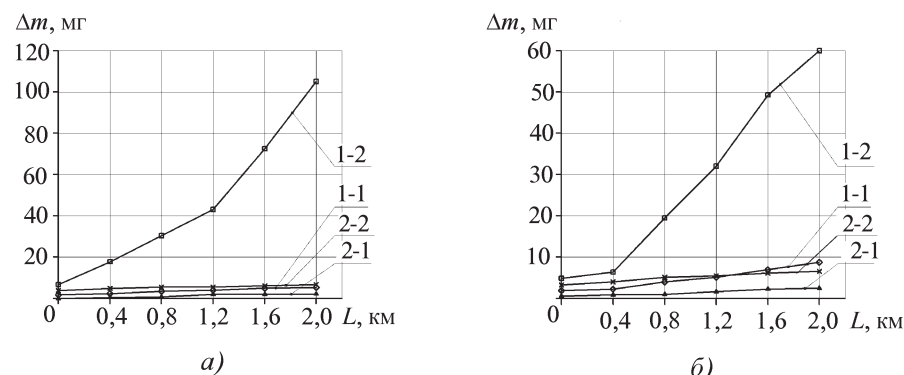


Рис. 3. Зависимость износа пары хромовое покрытие – бронза от типа используемого покрытия при  $P = 42,2$  МПа: *а* – без смазки; *б* – со смазкой

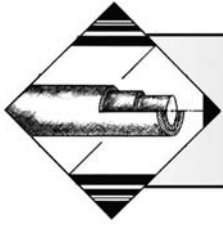
Что касается композитного хромового покрытия, то, как видно из графиков, убыль массы как образца, так и контртела во всех случаях значительно ниже по сравнению с парой трения, имеющей стандартное хромовое покрытие. Причем наличие или отсутствие смазочного материала в зоне трения не играет особой роли в интенсивности износа исследуемой пары. Это объясняется тем, что пористость стандартного хромового покрытия значительно выше, чем покрытия, полученного по методу ГКО, а твердость хромового покрытия выше, чем бронзы, поэтому и износ контртела выше. Несущественное влияние смазочного материала при применении композитного хромового покрытия, полученного по технологии ГКО, на повышение износостойкости авторы объясняют наличием в новом типе покрытия строго ориентированных инородных включений, которые при взаимодействии с контртелом играют роль твердого смазочного материала.

### Выводы

Композитные гальванические хромовые покрытия, получаемые методом ГКО, значительно повышают стойкость контактной пары как на этапе приработки, так и на установившемся участке трения. Наличие определенным образом ориентированных твердокомпонентных специальных включений, играющих роль наполнителя хромовой матрицы, позволяет снизить износ в несколько раз по сравнению с известными гальваническими покрытиями. Причем желательное присутствие смазки в узле трения для снижения износа деталей со стандартным хромовым покрытием для нового композитного покрытия, получаемого по методу ГКО, не является существенным фактором увеличения износостойкости.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жачкин С.Ю., Сидоркин О.А. Моделирование усилия механического воздействия на растущий композит с целью прогнозирования физико-механических свойств покрытия // Научное обеспечение технологий. 2010. № 12. С. 35–40.
2. Жачкин С.Ю., Цысорок П.В. Исследование износостойкости композитных хромовых покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 11. С. 25–28.
3. Жачкин С.Ю., Болдырев А.И., Болдырев А.А., Пеньков Н.А. Получение хромовых покрытий с заданными свойствами методом гальваноконтактного осаждения // Вестник ВГТУ. 2012. № 12.1. С. 12–16.



А.П. Бабичев, В.В. Иванов, В.Э. Бурлакова, О.С. Филипчук  
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)  
E-mail: vivanov\_dstu@mail.ru

## Исследование микро/нанопрофиля цинкового покрытия при вибрационной механохимической обработке углеродистых сталей

*Представлены исследования структуры нанорельефа вибрационного механохимического цинкового покрытия.*  
**Ключевые слова:** нанорельеф, вибрационная обработка, цинковая обработка, механохимическое покрытие, микроскоп.

*The article presents the research of the structure of the nano-relief vibration mechanochemical zinc coating.*  
**Keywords:** nanorelief, vibration processing, zinc processing, mechanochemical coating, microscope.

Среди металлических покрытий, используемых для защиты изделий от коррозии, в мировой практике наиболее широко применяется цинковое. Физико-химические свойства цинка, относительно простые технологии и оборудование для нанесения цинкового покрытия позволяют успешно применять такие покрытия для защиты от коррозии.

Цинковое покрытие эффективно до тех пор, пока оно не исчезнет полностью. Более того, практическая возможность корродирования самого цинка постепенно устраняется благодаря образованию защитной пленки из его оксидов. Недостатками цинкового покрытия являются невысокая механическая прочность и слабая сопротивляемость действию кислот.

Цинкование в процессе вибрационной механохимической обработки применяется для деталей из конструкционных углеродистых и легированных сталей. Оборудованием могут служить серийно выпускаемые вибрационные станки с прямоугольными и кольцевыми рабочими камерами. В качестве рабочей среды используются стеклянные и фарфоровые шарики диаметром от 2 до 10 мм, порошок цинка (марки ПЦ-2) и химические активаторы. Толщина цинкового покрытия составляет до 20 мкм. Цинкование в процессе вибрационной механохимической обработки (нанесение вибрационного механохимического цинкового покрытия – ВиМХЦП) в сравнении с традиционным гальваническим цинкованием отличается:

малой энергоемкостью технологии;  
экологической чистотой;

отсутствием наводораживания поверхности; хорошими физико-механическими и эксплуатационными свойствами поверхности: низкой шероховатостью и высокой коррозионной стойкостью [1].

Исследование морфологии поверхности проводилось на атомно-силовом микроскопе Nanoeducator фирмы NT-MDT. Сканирование каждого образца осуществлялось в течение приблизительно 45 мин. Прямая и обратная скорости сканирования для разрешения  $19 \times 19$  мкм равны 1,6 и 0,4 мкм/с соответственно. Поверхность исходного образца без покрытия имеет максимальную высоту пика  $R_{max}$  от 0,75 до 0,95 мкм (рис. 1, см. с. 2 обложки). Образцы из стали 45 полированные размером  $10 \times 10$  мм.

Для определения уточненных значений параметров рельефа профиля исходного образца была сделана профилограмма участка поверхности по выделенной линии (рис. 2, см. с. 2 обложки). Она показала, что, как и на 3D-изображении, пики имеют скругленную верхушку, однако их высота  $R_{max}$  на выделенном участке составляет от 450 до 855 нм и средний шаг  $S = 11$  мкм.

В результате нанесения ВиМХЦП картина изменяется: на рис. 2 область покрытия имеет светлую окраску, структура раздроблена и выровнена. С другой стороны, поверхность образца с покрытием представляет собой поверхность с образующимися кристаллами цинка, где сохраняются микрокристаллические формы слоя покрытия. Микроконфигурация фронтального участка показана на рис. 3. Светлые участки поверхности показывают распределение в образовав-

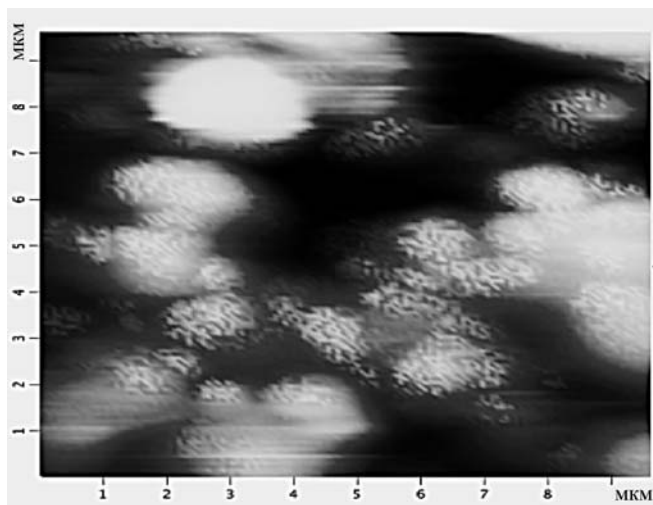


Рис. 3. Фронтальное изображение поверхности ВиМХЦП (площадка 9×9 мкм)

шемся покрытию кристаллов округлой формы размером от 1 до 2 мкм.

3D-визуализация вибрационного механохимического покрытия (рис. 4, см. с. 3 обложки) дает возможность оценить выделенную светлым тоном конфигурацию и распределение кристаллов цинкового покрытия по поверхности образца.

Профилограмма выделенного участка поверхности показала более точные параметры поверхности ВиМХЦП: максимальная длина кристаллов составляет от 2 до 8,5 мкм, высота  $R_{max}$  от 380 до 660 нм (рис. 5, см. с. 3 обложки).

Сравнивая профилограммы исходного образца и образца с покрытием, можно сделать вывод, что максимальная высота пика практически не изменяется, однако средний шаг изменился с 11 до 6,5 мкм, и это отчетливо видно на профилограмме.

Изучение субмикрорельефа вибрационного механохимического цинкового покрытия проводили на туннельном микроскопе, что позволило определить размеры зародыша. На рис. 6, а (см. с. 3 обложки) представлена поверхность исходного полированного образца. Фронтальное изображение топограммы поверхности выполнено на платформе 199×199 нм. Светлые тона показывают перепад высот субмикрорельефа в размере 58,1 нм. Получены также 3D-визуализация поверхности (рис. 6, б) и профиль поверхности участка, максимальная высота которого составляет 32 нм, а длина 60 нм (рис. 6, в).

Проведены исследования субмикрорельефа покрытия, которые позволили определить изменения, происходящие на наноуровне с поверхностью образцов после нанесения ВиМХЦП.

На рис. 7 (см. с. 4 обложки) показаны примеры фрагментов внешнего вида, 3D-визуализации и профилограммы поверхности стального образца с вибрационным механохимическим цинковым покрытием.

При сравнении 3D-визуализации и профилограмм исходной поверхности без покрытия и поверхности после формирования ВиМХЦП видно, что за 20 мин обработки (рис. 7, а) на поверхности образуются кристаллы покрытия, которые отчетливо видны на 3D-визуализации в виде острых пиков размером от 2 до 5 нм. При этом максимальная высота пика составляет 55,5 нм, минимальная – 35 нм, длина – от 3 до 5 нм. Дальнейшее нанесение покрытия существенно изменило субмикрорельеф его поверхности (рис. 7, б): после 40 мин обработки из первоначальных структур начали формироваться более крупные структуры высотой от –39 до –49,2 нм и длиной до 50 нм. При этом увеличилась плотность покрытия. Увеличение времени обработки до 60 мин привело к тому, что на поверхности образца сформировались регулярные структуры цинкового покрытия, при этом их размер увеличился до 200 нм (рис. 7, в). Изменилась высота рельефа с –58,3 до –45,5 нм.

Изучение профилограмм и фотографий поверхности после механохимического цинкования позволило установить, что при механохимическом нанесении цинкового покрытия происходит изменение как глубины впадин, так и параметров микро/наногеометрии поверхностного слоя.

Результаты определения толщины вибрационного механохимического цинкового покрытия после его нанесения представлены на (рис. 8) [3]. Увеличение толщины цинкового покрытия после обработки в течение 15 мин на полированной поверхности как отпущенной, так и закаленной стали 45 по сравнению с более шероховатой поверхностью (режим обработки:

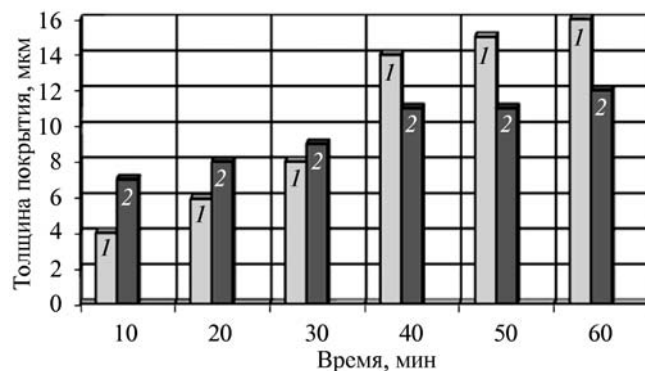


Рис. 8. Зависимость толщины цинкового покрытия от продолжительности обработки закаленной стали 45 в среде фарфоровых шаров диаметром от 5 до 10 мм ( $A = 2,5$  мм,  $f = 33$  Гц):

1 – полированная поверхность; 2 – неполированная поверхность

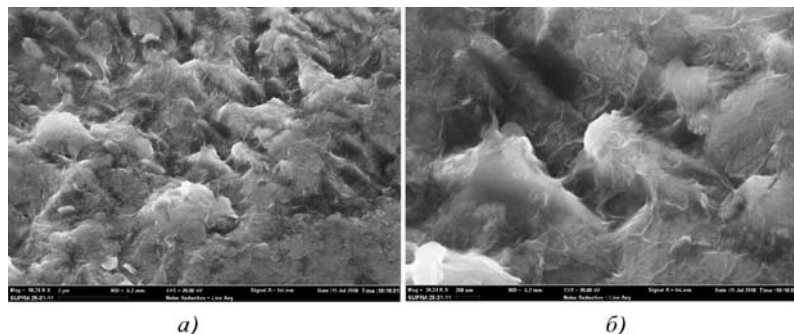


Рис. 9. Морфология поверхности цинкового ВиМХЦП,  $T_{\text{обр}} = 60$  мин:  
 а – масштаб 2 мкм; б – масштаб 200 нм

амплитуда колебаний  $A = 2$  мм, частота колебаний  $f = 42$  Гц) можно объяснить лучшим сцеплением цинкового порошка с поверхностью. Ниже представлена морфология поверхности цинкового покрытия, полученная на аналитическом автоэмиссионном электронном микроскопе Zeiss SUPRA 25. В целях получения полной информации о цинковом ВиМХЦП предметный столик с образцом установили под углом  $30^\circ$ , что дало возможность уточнить размеры связи кристаллов покрытия не делая шлиф (рис. 9). На рис. 9, а показаны структурные покрытия, где сочетаются контрастные вершины кристаллов размером от 1 до 2 мкм и темные участки впадин между ними шириной до 2 мкм. При увеличении масштаба (рис. 9, б) видна морфология поверхности, которая была на заднем фоне (впадины) предыдущих изображений. Анализ показал, что кристаллы покрытия находятся в пределах от 100 нм до 3 мкм, в тех же пределах и углубления между ними, а нити соединения кристаллов от 10 до 100 нм; установлено, что они расположены не только на поверхности кристаллов, но и занимают

межкристаллическое пространство, придавая покрытию дополнительные свойства (антикоррозионные), что свидетельствует о сосаждении цинкового порошка при восстановлении ионов цинка.

Полученные результаты предполагают дальнейшие исследования в области нанесения вибрационного механохимического цинкового покрытия, основной особенностью которого является содержание частиц цинка в виде чешуек различной формы. Такая форма чешуек цинка дает возможность уменьшить толщину цинкового покрытия при сохранении им адекватной защиты.

Процесс нанесения покрытия не приводит к наводороживанию изделий и не вызывает загрязнения окружающей среды. Покрытие наносят как на отдельные детали, так и на узлы, собранные из нескольких деталей, что значительно сокращает расходы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бабичев А.П., Бабичев И.А. Основы вибрационной технологии. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2008. 694 с.
2. Вибрационная механохимия в процессах отделочно-упрочняющей обработки и покрытий деталей машин / А.П. Бабичев, В.В. Иванов, С.Н. Худалей. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2012. 204 с.
3. Иванов В.В., Худалей С.Н., Анкудимов Ю.П. Механическое цинкование при вибрационной обработке стальных деталей // Перспективные направления развития технологии машиностроения и металлообработки: сб. тр. междунар. научно-техн. конф. Ростов н/Д, ДГТУ, 2013. С. 29–31.
4. Пинахин И.А., Ягмуров М.А., Пинахин А.И. Повышение физико-механических свойств конструкционных сталей методом объемного импульсного лазерного упрочнения // Машиностроение и безопасность жизнедеятельности. 2012. № 4. С. 58–62.



ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.

Сдано в набор 30.04.14 г. Подписано в печать 10.06.14 г. Формат 60×88 1/8.

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

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".

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