

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 3 (123)
март
2015

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. МЫМИНА
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,
268-47-19.
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

- Мокрицкий Б.Я., Алтухова В.В., Соловьев В.А.** Управление геометрией передней поверхности как фактор упрочнения колесотокарных пластин3
- Пышный И.М.** Наноматериал продлевает срок службы бандажей колесных пар промышленных локомотивов7
- Табаков В.П., Чихранов А.В.** Повышение работоспособности режущего инструмента путем применения многоэлементных покрытий на основе нитридов титана, алюминия и кремния10



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Зайдес С.А., Горбунов А.В.** Определение механических свойств поверхностного слоя маложестких валов, упрочненных поверхностным пластическим деформированием15
- Сергеев Е.С., Зинин М.А., Гаврилов, С.А. Щедрин, А.В., Воронков В.И., Поляков А.О.** Влияние угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий. 20



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Костин Н.А.** Использование цементированной стали 30ХГТ в качестве материала штампов25
- Любимов В.В., Саломатников М.С.** Электроды-инструменты с двухслойными медными покрытиями на полимерных прототипированных оправках для электрофизико-химического формообразования30
- Петрова Л.Г., Александров В.А., Малахов А.Ю., Перекрестов А.Е.** Интенсификация процесса азотирования конструкционной низкоуглеродистой стали путем формирования каталитической пленки оксида меди37



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Морозов А.В., Федотов Г.Д.** Разработка классификации процессов электромеханической обработки отверстий движущимся высокотемпературным полосовым источником44

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

№ 3 (123)
March
2015

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

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

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

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
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, 268-47-19.
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

- Mokritskii B.Ya., Althova V.V., Solovov V.A.** Geometry management anterior surface as a factor hardening plates3
- Pyshnyi I.M.** Nanomaterial prolongs the service life of wheel pairs tyres of industrial locomotives.....7
- Tabakov V.P., Chihranov A.V.** Improving efficiency of cutting tools by the use of multi-element coatings on the basis on nitrides of titanium, aluminium and silicon10



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Zaydes S.A., Gorbunov A.V.** Determining of the surface layer mechanical properties of the non-rigid shafts hardening by surface plastic deformation15
- Sergeev E.S., Zinin M.A., Gavrilov S.A., Shchedrin A.V., Voronkov V.I., Poliakov A.O.** Influence of the angle of deflection member surfaces affect the performance of the combined methods of suturing (drawing) of the holes20



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Kostin N.A.** Using cemented 30HGT steel as a material for stamping dies25
- Lubimov V.V., Salomatnicov M.S.** Electrodes-tools with double-layer copper coatings on polymer prototyping mandrels for electrophysics-chemical formation.....30
- Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Malakhov A.Yu., Perekrestov A.E.** Forming a layer of catalyst copper oxide to intensify the process of nitriding of structural of low carbon steel.....37



PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Morozov A.V., Fedotov G.D.** Classification of processes of electromechanical treatment of holes by using moving high temperature flat source44

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



УДК 621.9

Б.Я. Мокрицкий, В.В. Алтухова, В.А. Соловьев

(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)

E-mail: boris@knastu.ru

Управление геометрией передней поверхности как фактор упрочнения колесотокарных пластин*

Предложена конструкция тангенциальной режущей пластины, где осуществлено упрочнение режущей кромки за счет изменения топографии передней поверхности пластины так, чтобы снизить на ней напряжения и температуру.

Ключевые слова: стружкодробление, повышение работоспособности, колесотокарная обработка.

The proposed device tangential cutting insert, which carried out the hardening of the cutting edge due to changes in topography of the front surface of the plate so as to reduce the voltage and temperature.

Keywords: chip control, increase efficiency, pit processing.

Введение

Восстановительная токарная обработка профиля рабочей части колес железнодорожных вагонов затруднена из-за наличия дефектов и повреждений, которые колесо получает при эксплуатации. В силу этого имеют место относительно низкая работоспособность металлорежущего инструмента, используемого для колесотокарной обработки, и сложность процесса стружкодробления (ломания) из-за постоянно изменяющейся геометрии обрабатываемой поверхности колеса [1—3].

Ниже изложены отдельные результаты управления геометрией и топографией передней поверхности тангенциальных колесотокарных пластин с целью создать условия упрочнения их режущих кромок. Достижение этой цели осуществлено путем изменения условий стружкодробления так, что это благоприятно сказалось на работоспособности инструмента и привело к повышению периода его стойкости. Данный косвенный путь упрочнения инструмента основан на создании облегченных условий работы режущей кромки за счет переноса процесса доламывания сливной стружки с режущей кромки в глубь стружкозавивающей канавки. Это позволило [3, 4] снизить деформационные и температурные нагрузки на режущей кромке и тем самым повысить работоспособность инструмента и повысить эффективность стружкообразования.

*Работа выполнена при поддержке гранта № 9.251.2014/К Минобрнауки РФ.

Состояние вопроса

Причиной разрушения металлорежущего инструмента является его скол из-за недостаточной прочности инструментального материала при срезании материала колеса в области его дефектов. Из более чем 30 видов дефектов профильной части колеса наиболее опасными для режущего инструмента являются выщерблины, термические трещины и ползуны (рис. 1).

Используемое для колесотокарной обработки оборудование отечественного и зарубежного производства, как правило, управляется программно. Мощность электродвигателя таких станков превышает 75 кВт. Колесная пара подвергается обработке одновременно инструментом двух суппортов. Необходимая траектория перемещения инструмента обеспечивается программно или по копирам. Режим резания задается таким, чтобы обеспечить требуемую точность профиля колеса за один или два (черновой и чистовой) прохода режущего инструмента. Шероховатость обработанной поверхности оценивается сравнением с образцами шероховатости. Точность профиля и соответствие друг другу диаметров обработанных колес оцениваются с помощью шаблона и накладного приспособления-прибора. Период стойкости металлорежущего инструмента регламентируется рабочим произвольно, а именно по сколу режущей части инструмента или по ее износу (по просветам при контроле по шаблону или неудовлетворительной шероховатости обработанной поверхности). Дополнительным

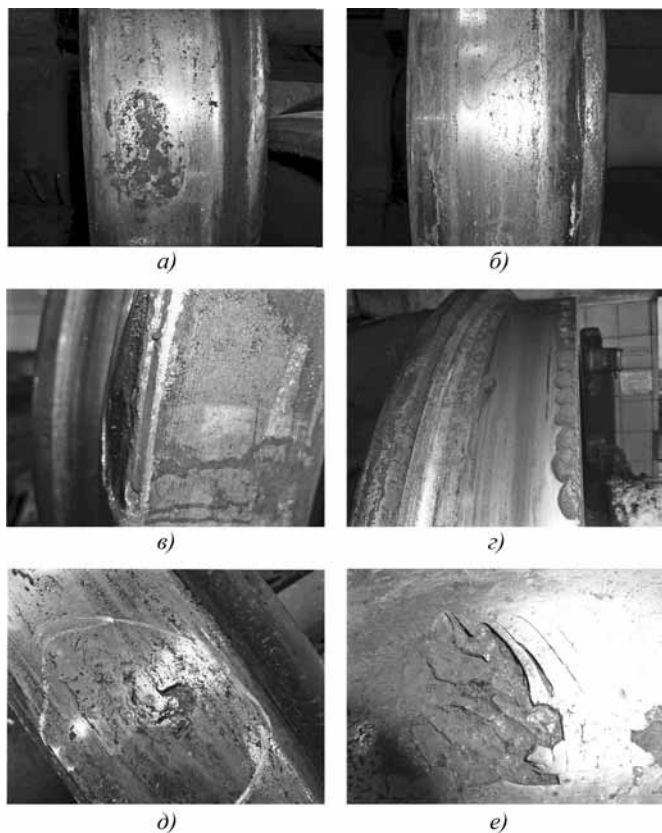


Рис. 1. Примеры эксплуатационных дефектов на профильной поверхности колеса:

a — крупноочаговый ползун; *б* — мелкоочаговые ползуны; *в* — скол фасочной поверхности с выходом на поверхность катания колеса (глубина скола до 4 мм); *г* — многоочаговый ямочный скол фасочной поверхности колеса; *д* — выщербина на поверхности катания (глубина до 3 мм); *е* — выщербина с трещинами (справа от правого края выщерблены) термического происхождения

фактором для смены инструмента (режущей кромки) служит невозможность обеспечения стружколомания во время обработки галтели и реборды колеса, т. е. наличие сливной стружки, представляющей опасность с позиций охраны труда и являющейся индикатором неблагоприятных условий резания (рис. 2).

Результаты анализа и их обсуждение

Анализ топографии передней поверхности колесотокарных тангенциальных пластин (рис. 3) показал, что:

1. Единой, наиболее эффективной с позиций работоспособности и стружкодробления, конструкции режущей пластины нет. Имеется значительная номенклатура пластин, отличающаяся назначением (для чистовой обработки, для черновой обработки, универсальные) и конструкцией передней поверхности. Чем более простая конструкция передней поверхности, тем

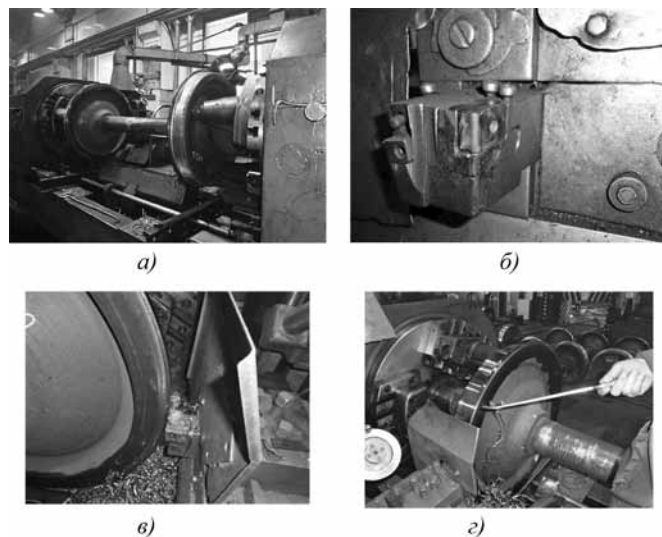


Рис. 2. Примеры токарной обработки рабочей поверхности колес железнодорожных вагонов:

a — рабочая зона колесотокарного гидрокопировального станка модели UBB-112/2 РГ (мощность главного электродвигателя 45 кВт) Рязанского станкостроительного завода; *б* — металлорежущий инструмент в резцедержателе станка (вторая кассета с малой тангенциальной режущей пластиной снята для замены пластины); *в* — зона резания инструментом, закрепленным в правом суппорте станка (видна суставчатая стружка); *г* — зона резания инструментом, закрепленным в левом суппорте станка (видны суставчатая и сливная стружки)

более узкая область применения пластины. Наиболее сложные конструкции (топографии) передней поверхности расширяют область применения пластин, повышают их работоспособность и эффективность стружкодробления. Нет конструкции, которая бы полностью исключила образование сливной стружки.

2. Топография передней поверхности разными разработчиками пластин формируется за счет применения аналогичных конструктивных элементов, вариации топогией достигаются сочетанием ограниченного числа принципиально схожих элементов.

3. Принципиальным для всех разработчиков является вынужденное ограничение длины рабочей части передней поверхности пластины. Для режущей кромки это проявляется в необходимости размещения стружкозавивающей канавки, для центра пластины — в размещении опорной поверхности.

4. У пластин, рекомендуемых разработчиками для черновой обработки, меньше вариантов сочетаний стружкоформирующих элементов и участков на передней поверхности по сравнению с пластинами, предназначенными для получистовой и чистовой обработки. Это объясняется тем, что на пластине для черновой обработки ширина стружкозавивающей канавки большая и не остается места для размещения канавок другой ширины.

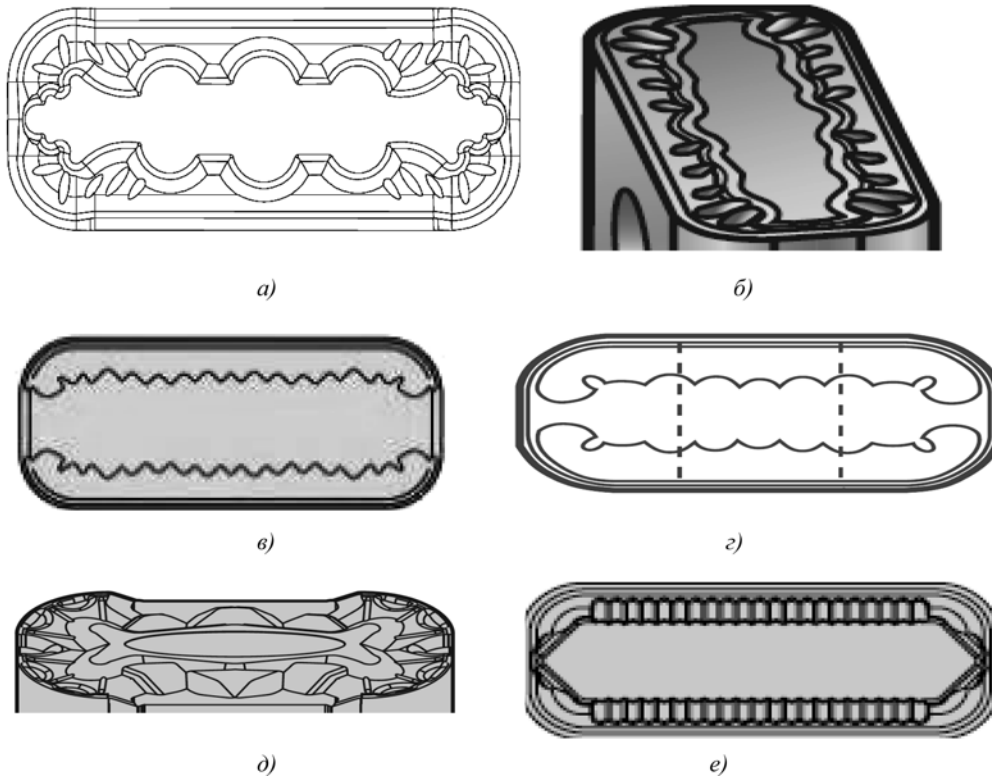


Рис. 3. Схемы, отображающие устройство передней поверхности колесотокарных пластин:
a — производитель Korloy (Республика Корея, тип пластины LNUX-TM); *б* — Sandvik Coromant (Швеция), тип LNMX-PR; *в* — Sandvik Coromant, тип LNMX-24; *г* — SECO (Швеция), тип LNMX-MF; *д* — Kennametal (США), тип LNUX-RRP; *е* — PRAMET (Чешская Республика), тип LNUX-DM

У пластин, рекомендуемых разработчиками для чистовой или получистовой обработки, вариантов стружкоформирующих элементов и участков больше в связи с тем, что места для их размещения больше и в них выше потребность из-за большей вероятности появления сливной стружки.

5. Для пластин универсального назначения характерно наличие выкружки в районе радиусного сопряжения главной и вспомогательной режущих кромок. Применяются также локальные уступы, расположенные вдоль длинной стороны опорной поверхности режущей пластины.

6. Для пластин, рекомендуемых для чистовой обработки, характерно наличие локальных и непрерывных уступов и выступов, расположенных как в районах радиусного сопряжения главной и вспомогательной режущих кромок, так и вдоль длинной стороны передней поверхности пластины.

На основе данных результатов анализа спроектирована [5–7] конструкция тангенциальной режущей пластины с топологией, позволяющей исключить или значительно снизить вероятность образования сливной стружки (рис. 4). Такая топология передней поверхно-

сти позволила снизить на режущей кромке температуру (зарегистрирована с помощью тепловизора) и уровень внутренних напряжений (оценен по изменению механизмов износа и разрушения режущей кромки).

Изложенное позволяет заключить, что в решении поставленной задачи применено управление топологией передней поверхности, что привело к повышению эффективности стружкообразования. Однако получен и сопутный эффект: упрочнение режущей кромки пластины, что позволило повысить работоспособность инструмента (до 70 %, чем больше глубина резания, тем выше результат).

Эффективность стружкодробления оценивалась (в работе принимал участие С.В. Бреев [8]) по условному показателю $P_{стр}$, функционально с коэффициентом трения μ , материала стружки о материал передней поверхности режущей пластины и передним углом γ режущей пластины. Математическая формулировка задачи: найти значения переменных



Рис. 4. Устройство пластины, у которой упрочнение достигнуто за счет переноса места долома стружки на внутреннюю поверхность стружкозавивающей канавки

$\mu_1 \in [0,3; 0,5]$, $\gamma \in [-10; 30]$, обеспечивающие максимальное значение функции $p_{стр}(\gamma, \mu_1)$:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial \gamma} p_{стр} &= 0; \\ \frac{\partial}{\partial \mu} p_{стр} &= 0; \\ 0,3 &\leq \mu_1 \leq 0,5; \\ -10 &\leq \gamma \leq 30. \end{aligned}$$

Решение этой задачи показывает, что максимум функции показателя $p_{стр \max}$ эффективности стружкодробления достигается за пределом выбранного интервала переднего угла, а именно: при выбранном коэффициенте трения $\mu_1 = 0,5$ требуется увеличить передний угол. Это приведет к снижению прочности передней кромки. Чтобы не допустить снижения прочности режущей кромки, есть два пути: либо уменьшить коэффициент трения μ_1 , например применить покрытие на инструменте, либо применить стружколомающий выступ в стружечной канавке на пути движения стружки. Именно выступ реализован нами в разработанной конструкции колесотокарной режущей пластины. Его размеры и местоположение в стружкозавивающей канавке позволили локально увеличить передний угол пластины на участке, где потребуются доламывание стружки на сегменты. В этом и заключается эффект повышения стружкодробления при «упрочненной» геометрии пластины.

Выводы

1. В предложенном решении эффективное стружкодробление достигается за счет таких размеров, форм и расположений выступов на передней поверхности режущей пластины, которые обеспечивают большую величину деформации стружки и изменяют вектор деформации так, что наряду с обычным процессом сдвига стружка получает винтовую деформацию. При таком расположении стружкодробящих (ломающих) выступов также происходит разгрузка режущего лезвия пластины от силового и термического воздействия в связи с переносом основной работы по деформации стружки с режущей кромки на данные выступы.

2. Исследование состояния инструментального материала на передней поверхности пластины в местах ее взаимодействия со сходящей стружкой показало, что при переходе от традиционной схемы стружкодробления к предлагаемой схеме (с выступами в стружкозавивающей канавке) наблюдаются увеличение площади контакта стружки с передней поверхностью пластины, в результате чего снижается значение нормальных и касательных напряжений, действующих на удельной элементарной пло-

щадке передней поверхности; разгрузка режущего лезвия пластины от силового и термического воздействия в связи с переносом основной работы по деформации стружки с режущей кромки на стружколомающие выступы, отстоящие от режущей кромки на 4...5 мм.

3. Такие относительно легкие условия нагружения режущей кромки пластины в связи с переносом процесса дробления стружки с фаски режущей кромки на выступы внутренней стороны стружкозавивающей канавки благоприятно сказываются на работоспособности режущего инструмента: а) снижается вероятность скола пластины; б) исключается пластическая деформация режущего лезвия из-за снижения температуры его нагрева в процессе резания; в) износ по задней поверхности пластины имеет равномерный характер, т. е. отсутствует механизм окислительного износа с образованием «усов» у краев износа; г) лунка износа по передней поверхности пластины смещается в сторону выступов и интенсивность ее роста лимитируется самими выступами, т. е. изнашивается не столько режущее лезвие со стороны передней поверхности, сколько выступы в стружечной канавке. По сравнению с типовой пластиной это приводит к приросту периода стойкости режущей кромки до 70 %

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алтухова В.В., Мокрицкий Б.Я., Тарануха Г.В., Шпилёв А.М. Проблемы обработки колес железнодорожных вагонов // Металлообработка. № 5—6 (71—72). 2012. С. 54—63.
2. Мокрицкий Б.Я., Алтухова В.В., Бормотин К.С., Артеменко А.В. Управление деформационными процессами металла при колесотокарной обработке // Технология металлов. 2013. № 6. С. 29—33.
3. Мокрицкий Б.Я., Алтухова В.В. Стружка сливной формы как мезомеханический фактор дестабилизации процесса резания в условиях тяжелого машиностроения // СТИН. № 4. 2014. С. 28—32.
4. Мокрицкий Б.Я., Петров В.В., Высоцкий В.В., Артеменко А.В. Схемы нагружения и методики оценки физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств инструментальных материалов // Ученые записки КнАГТУ. 2013. № 4—1 (13). С. 51—59.
5. Пат. РФ 134465, МПК В23В 27/16 на полезную модель «Колесотокарная пластина» / Алтухова В.В., Мокрицкий Б.Я., Тарануха Г.В. / Патентообладатель ФГБОУ ВПО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет»; Заявка № 2013107815/02 от 21.02.2013; Опубл. 20.11.2013; Бюл. № 32.
6. Пат. РФ 134466, МПК В23В 27/16 на полезную модель «Пластина колесотокарная чашечная» / Алтухова В.В., Мокрицкий Б.Я., Тарануха Г.В. / Патентообладатель ФГБОУ ВПО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет»; Заявка № 2013107816/02 от 21.02.2013; Опубл. 20.11.2013; Бюл. № 32.
7. Пат. РФ 2528301 на изобретение «Режущая пластина колесотокарная чашечной формы со стружколомающим рельефом на передней поверхности» / Алтухова В.В., Мокрицкий Б.Я., Тарануха Г.В. / Патентообладатель ФГБОУ ВПО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет»; Заявка № 2013107812/02 от 21.02.2013; Опубл. 10.09.2014; Бюл. № 25.
8. Алтухова В.В., Бреев С.В., Мокрицкий Б.Я. Оптимизация конструкции передней поверхности сменной режущей пластины для колесотокарной обработки на основе математического моделирования стружкообразования // Тенденции формообразования науки нового времени: Сб. статей Международной научно-практической конференции. 27—28 декабря 2013. В 4 ч. Ч. 4; отв. редактор А.А. Сукиасян. Уфа: РИЦ БашГУ, 2013. 330 с.

Наноматериал продлевает срок службы бандажей колесных пар промышленных локомотивов

Представлены результаты лабораторных и натурных экспериментальных исследований по оценке влияния применения разработанного нового триботехнического состава НАП на повышение ресурса бандажей до обточки колесных пар электровозов промышленного железнодорожного транспорта.

Ключевые слова: промышленный транспорт, электровоз, колесная пара, бандаж, износ, триботехнический состав, обточка, ресурс.

The results of laboratory and full-scale experimental studies and research on assessing the impact of the application of the developed new tribotechnical composition NAP on improving the resource of tyres up to the turning of the wheel pairs of locomotives of industrial railway transport are presented.

Keywords: industrial transport, electric locomotive, wheel pair, tyre, wear, tribotechnical composition, turning, resource.

Бандажи колесных пар являются наиболее ответственными деталями механической части локомотива. Их износ представляет собой сложный процесс взаимодействия системы “колесо—рельс”, определяющийся многими факторами. Интенсивность изнашивания гребней бандажей на ряде промышленных предприятий, имеющих собственный подвижной состав, достигает 2 мм и более в месяц [1].

Одним из эффективных способов повышения ресурса бандажей на промышленном железнодорожном транспорте является нанесение на трущиеся поверхности триботехнического состава (ТС), получившего название нанопористое антифрикционное покрытие (НАП). Нанесенный с помощью несложного оборудования слой НАП играет в трибологических парах роль “третьего тела”, предотвращающего износ в паре “колесо—рельс” [2].

НАП — это экологически безопасный состав, содержащий тонкодисперсные смеси минералов, добавок и катализаторов с размером зерна менее 10 мкм.

Принцип его действия заключается в формировании на поверхностях трения стеклокерамического покрытия, которое образуется послойно. Каждый слой можно характеризовать циклом, состоящим из нескольких этапов. Ввиду особенностей процесса обработки каждый цикл полностью завершается за один полный оборот колесной пары. Эффект уменьшения износа колесных пар электровозов связан с образованием на гребне бандажа пленочных “зеркал” скольжения, которые снижают его коэффициент трения и износ (рис. 1). Одновременно происходит процесс микрошлифования соприкасающихся поверхностей кристаллами ТС НАП, что приводит к уменьшению шероховатости Ra до 0,16 мкм.

Однако было бы неверным решение проблемы износа бандажей колесных пар локомотивов сводить лишь к образованию на выкружке гребня пленочных “зеркал” скольжения [3]. Существует дополнительный фактор предупреждения износа, реализуемый ТС НАП, — это компенсация водородного “истощения”



а)



б)

Рис. 1. Износ гребня:

а — до применения ТС НАП; б — после применения ТС НАП

Таблица 1

Коэффициенты уравнений линейной регрессии контролируемого параметра — толщины гребня бандажей колесных пар промышленных электровозов ПЭ2М

Зависимость	Коэффициенты уравнений регрессии		Коэффициент корреляции R_1	Остаточная дисперсия S_0^2 , мм ²
	A, мм	B, мм/мес.		
<i>Не обработанные ТС НАП бандажи</i>				
$M(n)$	0,397	0,099	0,989	0,211
$\sigma(n)$	0,165	0,183	0,972	0,243
<i>Обработанные ТС НАП бандажи</i>				
$M(n)$	-0,130	0,535	0,962	0,154
$\sigma(n)$	0,537	0,151	0,875	0,186

металла бандажа, повышающего его хрупкость и снижающего стойкость к износу. В ТС НАП на основе серпентинита присутствуют силиконовые (мостиковые) связи Si—O—Si, при разрыве которых вследствие разрушения (измельчения) минерала образуются нескомпенсированные, оборванные связи Si—O, являющиеся активными акцепторами водорода в форме $H_{и...}$. При их взаимодействии образуются скомпенсированные силанольные группы Si—OH. Таким образом, тонко измельченный серпентин, обладающий большой удельной поверхностью и большим числом оборванных силиконовых связей, создает благоприятные условия для связывания находящегося в зоне трения активного водорода, что препятствует его взаимодействию с металлом и предотвращает водородный износ, приводящий к хрупкости металла [4].

Если считать оборванные связи поверхностными дефектами силиката, то адсорбция водорода с образованием силанольных групп Si—OH — это способ энергетической компенсации таких дефектов, своего рода “самозалечивание” поверхностей трения при помощи серпентинита, содержащегося в ТС НАП. Таким образом, силикаты с оборванными Si—O—Si-связями являются эффективными адсорбентами активного водорода и, следовательно, могут использоваться для решения проблемы водородного износа металлов в узле трения с экстремальными нагрузками (температура и давление), характерными для взаимодействия пары “колесо—рельс” [5].

С другой стороны, как показали исследования, в зоне трения пары “колесо—рельс” температура до 600 °С, при которой ТС НАП переходит в форстерит: $Mg_6 [Si_4O_{10}](OH)_8 - 3Mg_2SiO_2 + 4H_2O$. Этот процесс является эндотермическим, т. е. требует затрат энергии (336 кДж на 1 моль ТС НАП), которая “гасится” реакцией разложения находящегося в зоне трения серпентинита. При этом указанная температура разложения ТС НАП соответствует нормальному атмосферному давлению и с ростом давления существенно снижается.

Для сравнения интенсивности изнашивания гребней бандажей колесных пар, обработанных и необработанных ТС НАП, на электровозах ПЭ2М ОАО “Ураласбест”, эксплуатируемых в открытом карьере и имеющих выход на железнодорожные пути общего пользования, был выполнен сравнительный анализ по разработанной в УрГУПС методике. Результаты обработки полученного статистического материала по коэффициентам уравнений линейной регрессии контролируемых параметров приведены в табл. 1.

На основании данных, представленных в табл. 1, построены зависимости среднего значения $M(n)$ и среднеквадратического отклонения $\sigma(n)$ износа гребней колесных пар промышленных электровозов ПЭ2М от наработки n для двух групп — не обработанных и обработанных ТС НАП (рис. 2).

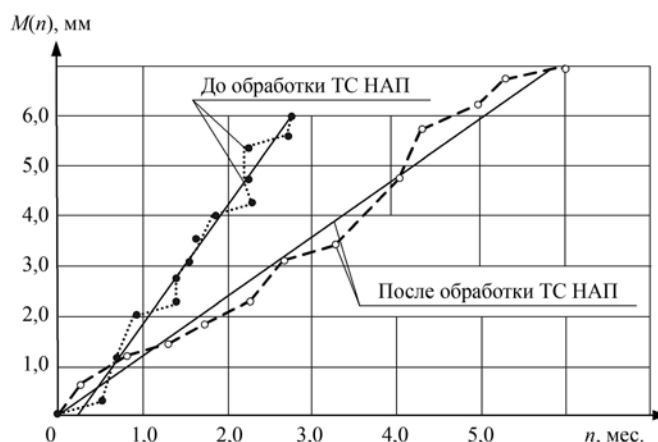


Рис. 2. Зависимости среднего значения износа гребня бандажей колесных пар до и после обработки ТС НАП

Далее было необходимо выяснить, является ли отклонение уравнений регрессии для двух групп случайным или же оно существенно. Для этого по приведенной в [6] методике были выполнены сравнение интенсивностей износа гребней колесных пар двух групп и оценка эффективности внедрения твердых гребнесмазывающих стержней с ТС НАП.

При сравнении проверялись:

гипотеза о равенстве остаточных дисперсий уравнений линейной регрессии контролируемого параметра с использованием критерия

$$\hat{F} = \frac{S_{0 \text{ без ТС НАП}}^2}{S_{0 \text{ ТС НАП}}^2},$$

где $S_{0 \text{ без ТС НАП}}^2$, $S_{0 \text{ ТС НАП}}^2$ — остаточные дисперсии обработанных и не обработанных ТС НАП соответственно;

гипотеза о существенности отличия угловых коэффициентов линейных регрессий с использованием критерия

$$t_B = \frac{B_{\text{без ТС НАП}} B_{\text{ТС НАП}}}{S_B \sqrt{\frac{1}{(N_1 - 1)D_{n1}} + \frac{1}{(N_2 - 1)D_{n2}}}},$$

$$S_B = \sqrt{\frac{(N_1 - 2)S_{0 \text{ без ТС НАП}}^2 + (N_2 - 2)S_{0 \text{ ТС НАП}}^2}{N_1 + N_2 - 4}},$$

где B — расчетное значение углового коэффициента линейной регрессии; n — объем выборки значения числовой характеристики контролируемого параметра; S_0^2 — остаточная дисперсия эмпирических точек относительно линии регрессии; $D_{n(1,2)}$ — эмпирическая дисперсия наработки n .

Результаты проверки гипотез о равенстве остаточных дисперсий и существенности отличия угловых коэффициентов линейных регрессий гребней бандажей колесных пар промышленных электровозов ПЭ2М до и после обработки для ТС НАП приведены в табл. 2, 3.

Таблица 2

**Результаты проверки гипотезы о равенстве остаточных дисперсий до и после обработки ТС НАП.
Контролируемый параметр — износ гребня**

Зависимость	Расчетное значение критерия \hat{F}	Табличное значение критерия $F_{\alpha, m}$	Гипотеза верна?
$M(n)$	0,868	1,130	Да
$\sigma(n)$	0,827	1,130	Да

Таблица 3

**Результаты проверки гипотезы о существенности отличия угловых коэффициентов до и после обработки ТС НАП.
Контролируемый параметр — износ гребня**

Зависимость	Расчетное значение критерия t	Табличное значение критерия $t_{\alpha, m}$	Гипотеза верна?
<i>До обработки ТС НАП</i>			
$M(n)$	0,913	1,130	Да
$\sigma(n)$	0,902	1,130	Да
<i>После обработки ТС НАП</i>			
$M(n)$	1,009	1,130	Да
$\sigma(n)$	1,027	1,130	Да

Для оценки ресурса бандажей необходимо знать предельное значение контролируемого параметра $Y_{\text{доп}}$. Установленный допуск проката по кругу катания бандажей колесных пар промышленных электровозов

ПЭ2М составляет 7 мм, уменьшение толщины гребня (износ гребня) с конфигурацией профиля, соответствующей рис. 2, ГОСТ 11018—2011, — 8 мм [7].

Оценка влияния нарастания проката на ресурс бандажей колесных пар промышленных электровозов ПЭ2М во внимание не принималась, так как по отношению к износу гребней бандажей являлась очень малой величиной. Это связано с особенностью работы электровозов, эксплуатируемых в открытых карьерах ОАО “Ураласбест”.

Расчеты 95%-го ресурса бандажей промышленных электровозов ПЭ2М до обточки колесных пар в УВЖДТ предприятия ОАО “Ураласбест” до и после обработки гребней бандажей ТС НАП, выполненные по приведенной выше методике, показывают, что он увеличился в 1,9 раза (с 3,8 до 7,2 мес.).

Результаты лабораторных и натурных эксплуатационных исследований показали эффективность предложенного способа продления срока службы бандажей колесных пар промышленных электровозов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Буйносов А.П., Пышный И.М., Тихонов В.А. Ремонт локомотивов без прекращения их эксплуатации // Вестник Иркутского государственного технического университета. Т. 60. 2012. № 1. С. 85—91.
2. Буйносов А.П., Пышный И.М. Разработан бортовой локомотивный гребнесмазыватель “твердого” типа // Научно-технический вестник Поволжья. 2011. № 3. С. 92—96.
3. Буйносов А.П., Пышный И.М. Результаты применения системы гребнесмазывания АГС-8 на промышленном железнодорожном транспорте // Научно-технический вестник Поволжья. 2012. № 4. С. 64—68.
4. Буйносов А.П., Пышный И.М., Тихонов В.А. Методика определения ресурса бандажей колесных пар локомотивов // Транспорт Урала. 2012. № 3 (34). С. 98—102.
5. Буйносов А.П., Пышный И.М. Увеличение срока службы бандажей колесных пар промышленных тепловозов // Омский научный вестник. Сер. Приборы, машины и технологии. 2011. № 3 (103). С. 152—156.
6. Буйносов А.П., Худояров Д.Л., Пышный И.М. Выбор профиля поверхности катания бандажей колесных пар промышленных тепловозов // Транспорт Урала. 2011. № 1 (28). С. 64—69.
7. Буйносов А.П., Пышный И.М. Определение допустимой разности диаметров бандажей с учетом затрат на ремонт колесных пар электровозов // Научно-технический вестник Поволжья. 2012. № 2. С. 122—126.

В.П. Табаков (Ульяновский государственный технический университет),
А.В. Чихранов (Технологический институт — филиал Ульяновской государственной сельскохозяйственной академии им. П.А. Столыпина, г. Димитровград)
 E-mail: vpt1947@yandex.ru

Повышение работоспособности режущего инструмента путем применения многоэлементных покрытий на основе нитридов титана, алюминия и кремния*

В статье представлены результаты исследований влияния состава многоэлементных покрытий на основе нитридов титана, алюминия и кремния на параметры структуры и механические свойства. Определены рациональные составы покрытий. Установлена эффективность режущего инструмента с разработанными покрытиями.

Ключевые слова: работоспособность, режущий инструмент, многоэлементное покрытие, параметры структуры, свойства.

The article presents research results of the influence of the composition of multielement coatings based on nitrides of titanium, aluminum and silicon on the structure parameters and mechanical properties. The rational structures of the coatings are determined. The efficiency of the cutting tool with the developed coatings is defined.

Keywords: efficiency, cutting tools, multielement coating, parameters of the structure, properties.

Введение

Наиболее эффективным методом повышения работоспособности режущего инструмента является нанесение функциональных покрытий на его рабочие поверхности. Наиболее широко применяются одно- и многослойные покрытия на основе нитрида титана, легированного одним или несколькими химическими элементами [1–5]. Несмотря на достигнутые успехи в данной области дальнейшее совершенствование составов покрытий, технологий их нанесения является важной задачей в решении проблемы создания высокоэффективного режущего инструмента. В последнее время повышенный интерес вызывают износостойкие покрытия, имеющие в своем составе такие легирующие элементы, как алюминий и кремний. В связи с этим **целью данной работы** является повышение работоспособности режущего инструмента путем разработки и применения износостойких покрытий на основе титана, алюминия и кремния.

Методика проведения исследований

Нанесение покрытий осуществляли на установке “Булат-6” с использованием катодов из титанового сплава ВТ1-0, сплавов титана и алюминия и титана и кремния. Химический состав покрытий определяли методом количественного рентгеноспектрального анализа на установке MAP-4 с учетом ZAF-поправок.

* Работа выполнена при поддержке МНиО РФ (госзадание № 2014/232).

Параметры структуры покрытий (период кристаллической решетки a , полуширину рентгеновской дифракционной линии β_{111}) и остаточные сжимающие напряжения σ_0 определяли на дифрактометре “ДРОН-3М”. Микротвердость H_{μ} , модуль упругости первого рода E , предел текучести σ_T и вязкость разрушения K_{ICP} покрытий определяли по методикам, изложенным в работе [6]. Адгезионную прочность покрытий оценивали по значению коэффициента отслоения K_0 , определяемому согласно методике работы [2] на твердомере ТК-2М; циклическую трещиностойкость t_{II} (время работы режущего инструмента с покрытиями до появления в них усталостных трещин) определяли по методике работы [7]. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями определяли при обработке заготовок из конструкционной стали 30ХГСА. Использовали сменные многогранные пластины (СМП) МК8 производства СП “МКТС-HERTEL” и пластины из быстрорежущей стали Р6М5К5.

Содержание кремния в покрытии TiSiN изменяли путем использования катодов из сплава титана и кремния с содержанием последнего 9, 13 и 17 % ат. Содержание алюминия в покрытии TiAlN варьировали путем изменения компоновочной схемы установки “Булат-6” (числом и расположением катодов из титанового сплава ВТ1-0 и из сплава титана и алюминия).

Результаты исследований и их обсуждение

Установлено, что повышение содержания кремния и алюминия в соответствующих покрытиях приводит к

росту для покрытия TiSiN и снижению для покрытия TiAlN периода кристаллической решетки a , увеличению остаточных сжимающих напряжений σ_0 и полуширины рентгеновской линии β_{111} , что свидетельствует о микродеформации кристаллической решетки покрытий (рис. 1, 2).

Повышение содержания кремния в покрытии TiSiN вызывает рост микротвердости на 26 % и снижение адгезионной прочности с инструментальной основой (о чем свидетельствует повышение значения коэффициента отслоения в 1,43 раза) (рис. 1). Для покрытия TiAlN увеличение содержания алюминия также повышает микротвердость покрытия, но прочность адгезии повышается (снижается коэффициент отслоения) (рис. 2). Изменение структурных параметров и физико-механических свойств покрытий приводит к снижению интенсивности износа режущего инструмента. При оптимальных технологических параметрах нанесения покрытий — толщине $h = 5...6$ мм, давлении реакционного газа $P = 0,4$ Па и содержании легирующих элементов $C(\text{Si}) = 2,0...3,5$ % ат. и $C(\text{Al}) = 25...35$ % ат. для покрытий TiSiN и TiAlN соответственно — наблюдается минимальная интенсивность изнашивания режущего инструмента, ко-

торая в 1,6...1,9 раза ниже, чем у инструмента с покрытием TiN.

В целях повышения механических свойств покрытий исследовали влияние дополнительного легирования на параметры структуры и механические свойства двухэлементных покрытий. Покрытия TiSiN и TiAlN легировали соответственно Al и Si. Состав осаждаемых покрытий изменяли путем изменения компоновочной схемы установки “Булат-6”.

Результаты исследований представлены на рис. 3, 4. Установлено, что введение в состав покрытий TiSiN и TiAlN второго легирующего элемента приводит к аналогичным изменениям их структурных параметров и физико-механических свойств, но степень их влияния для двухэлементных покрытий меньше.

Введение в состав покрытий TiSiN алюминия (рис. 3) вызывает снижение периода кристаллической решетки a , рост полуширины рентгеновской линии β_{111} и остаточных сжимающих напряжений σ_0 , что, как было отмечено выше, свидетельствует об увеличении степени микродеформации кристаллической решетки, а также об изменении физико-механических свойств покрытия. Максимальное повышение механических свойств покрытия TiSiN, нанесенного как на твердосплавную,

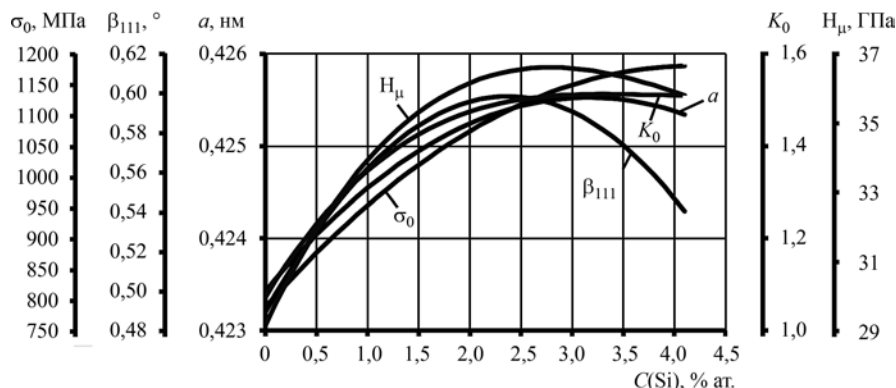


Рис. 1. Влияние содержания кремния $C(\text{Si})$ на структурные параметры и механические свойства покрытия TiSiN

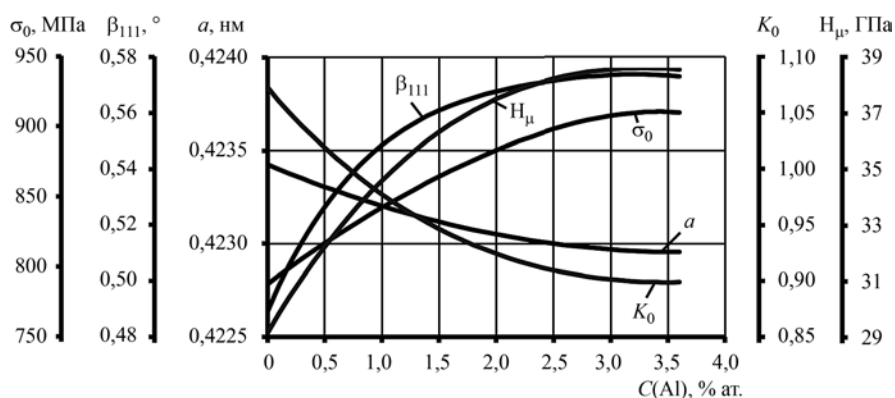


Рис. 2. Влияние содержания алюминия $C(\text{Al})$ на структурные параметры и механические свойства покрытия TiAlN

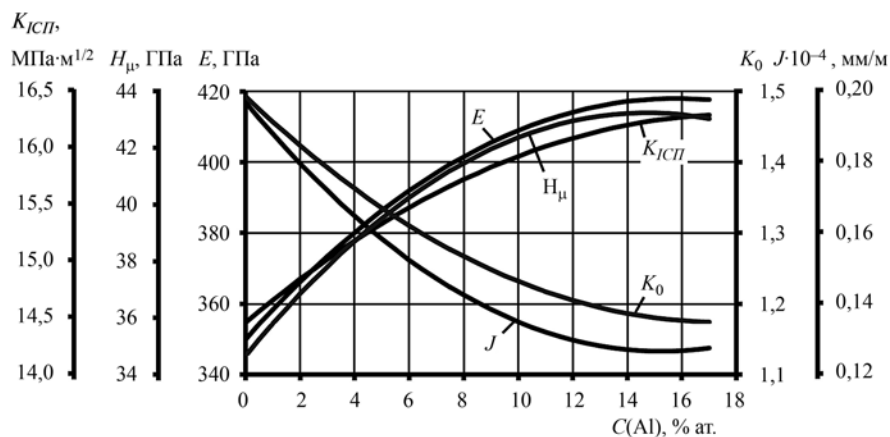


Рис. 3. Влияние содержания алюминия $C(Al)$ на физико-механические свойства покрытия TiSiAlN

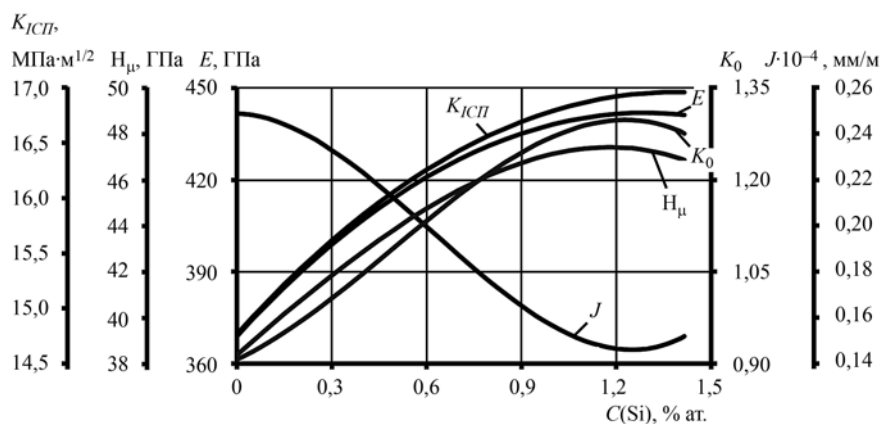


Рис. 4. Влияние содержания кремния $C(Si)$ на физико-механические свойства покрытия TiAlSiN

так на быстрорежущую основу, имело место при содержании алюминия 8,0...9,2 % мас. и составило 11 % для микротвердости H_{μ} ; 10,3 % — для модуля Юнга E ; 21,5 % — для предела текучести σ_T ; 12,8 % — для вязкости разрушения K_{ICP} . Циклическая трещиностойкость $t_{ц}$ покрытия TiSiAlN по сравнению с TiSiN увеличилась в 2,34 раза, а коэффициент отслоения K_0 снизился с 1,32 для покрытия TiSiN до 1,25 для покрытия TiSiAlN, что свидетельствует о повышении прочности адгезии с инструментальной основой.

Легирование двухэлементного покрытия TiAlN кремнием (рис. 4) вызывает аналогичное изменение структурных параметров и повышение механических свойств, что имело место при легировании покрытия TiSiN алюминием. Но в отличие от алюминия повышение содержания кремния снижает прочность адгезии покрытия TiAlN с инструментальной основой (коэффициент отслоения K_0 повышается). Максимальные значения механических свойств покрытий, нанесенных на твердосплавную и быстрорежущую основы,

наблюдались при содержании кремния в покрытии TiAlSiN 0,7...0,8 % мас.

Повышение механических свойств двухэлементных покрытий TiSiN и TiAlN, вызванное их легированием, приводит к значительному увеличению времени работы режущего инструмента до появления в покрытиях трещин, что свидетельствует о повышении их циклической трещиностойкости $t_{ц}$. Циклическая трещиностойкость покрытий TiSiAlN и TiAlSiN, нанесенных на твердосплавную основу, выше по сравнению с аналогичным показателем для двухслойных покрытий в 1,9...2,6 раза, а нанесенных на быстрорежущую основу — в 1,7...3,8 раза в зависимости от состава покрытий.

Более высокие механические свойства и циклическая трещиностойкость трехэлементных покрытий снижает интенсивность износа СМП из МК8 в зависимости от их состава в 2,6...2,9 раза по отношению к СМП с покрытием TiN и в 1,4...1,9 раза по отношению к СМП с двухэлементными покрытиями. Аналогичные

Механические свойства, циклическая трещиностойкость и интенсивность износа режущего инструмента с покрытиями

Покрытие	Содержание легирующего элемента Me ₂ , % мас.	H _μ , ГПа	K ₀	K _{ICP} , МПа·м ^{1/2}	t _ц , мин	J·10 ⁻⁴ , мм/м
TiN	—	26,46	1,07/0,37	12,29	7,7/3,3	0,38/1,99
TiAlN	—	33,24	0,91/0,3	14,77	16,5/8,0	0,25/1,03
TiSiN	—	30,5	1,49/0,53	14,46	24,2/11,3	0,19/1,12
TiAlSiN	0,7...0,8	37,4	1,17/0,36	16,92	45,4/34,3	0,15/0,61
TiSiAlN	8,0...9,2	37,4	1,25/0,43	16,29	46,5/28,7	0,13/0,66

Примечания: 1. Данные в числителе для МК8; в знаменателе для Р6М5К5.
2. Режим резания для МК8: V = 180 м/мин; S = 0,15 мм/об; t = 0,5 мм; для Р6М5К5: V = 55 м/мин; S = 0,3 мм/об; t = 0,75 мм.

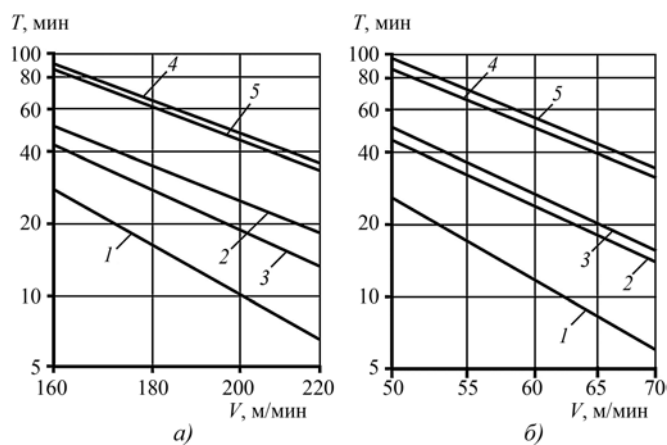


Рис. 5. Влияние скорости резания V на период стойкости T пластин МК8 (а) и Р6М5К5 (б) с износостойкими покрытиями при обработке заготовок из стали 30ХГСА:
1 — TiN; 2 — TiSiN; 3 — TiAlN; 4 — TiSiAlN; 5 — TiAlSiN;
а — S = 0,3 мм/об; t = 0,5 мм; б — S = 0,3 мм/об; t = 0,75 мм

данные получены и для покрытий TiSiAlN и TiAlSiN, нанесенных на пластины Р6М5К5. Интенсивность изнашивания пластин Р6М5К5 с данными покрытиями ниже в 1,6...1,7 раза по сравнению с пластинами Р6М5К5 с двухэлементными покрытиями и в 3,0...3,2 раза — с покрытием TiN.

Оптимальные составы покрытий, обеспечивающие минимальную интенсивность изнашивания режущего инструмента, представлены в таблице. Анализ данных, представленных в таблице, показывает, что механические свойства покрытий TiSiAlN и TiAlSiN (H_μ, K_{ICP}, E, σ_т) различаются незначительно. Соответственно, значения циклической трещиностойкости и интенсивности изнашивания режущего инструмента также достаточно близки. В этой связи следует ожидать и одинаковой работоспособности режущего инструмента с данными покрытиями.

Проведенные исследования влияния легирующих элементов на структурные параметры и механические свойства двухэлементных покрытий позволили разра-

ботать трехэлементные нитридные покрытия на основе титана, алюминия и кремния [8–11].

Для оценки эффективности разработанных трехэлементных покрытий были проведены стойкостные испытания, результаты которых представлены на рис. 5. Как видно из представленных данных, периоды стойкости твердосплавных и быстрорежущих пластин с трехэлементными покрытиями TiSiAlN и TiAlSiN во всем диапазоне режимов резания различаются незначительно, но по отношению к пластинам с одно- и двухэлементными покрытиями существенно выше. При обработке заготовок из стали 30ХГСА использование трехэлементных покрытий в зависимости от их состава повышает период стойкости твердосплавных пластин МК8 в 1,25...2,27 раза и в 3,2...5,5 раза соответственно по сравнению с пластинами с покрытиями TiAlN и TiSiN и с покрытием TiN; для быстрорежущих пластин Р6М5К5 — это повышение составило 1,3...2,45 раза и 2,97...5,74 раза.

Выводы

1. Легирование одно- и двухэлементных покрытий изменяет параметры структуры и механические свойства покрытий; при этом введение в состав данных покрытий одного и того же легирующего элемента приводит к аналогичным изменениям их структурных параметров и физико-механических свойств, но степень его влияния различна.

2. Оптимальные составы двухэлементных покрытий TiAlN и TiSiN снижают интенсивность изнашивания режущего инструмента 1,6...1,9 раза по сравнению с инструментом с покрытием TiN.

3. Применение трехэлементных покрытий TiSiAlN и TiAlSiN увеличивает период стойкости режущего инструмента в 2,97...5,74 и 1,25...2,45 раза по сравнению с инструментом соответственно с покрытиями TiN, TiAlN и TiSiN в зависимости от состава покрытий и инструментальной основы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П.** Методологические принципы создания функциональных покрытий нового поколения для применения в инструментальном производстве // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 12. С. 18—22.
2. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
3. **Tabakov V.P.** The Influence of Machining Condition Forming Multilayer Coatings for Cutting Tools. Key Engineering Materials. Vol. 496 (2012). P. 80—85. Trans Tech Publications, Switzerland.
4. **Tabakov V.P., Vereschaka A.S.** Development of technological means for formation of multilayer composite coatings, providing increased wear resistance of carbide tools, for different machining condition. Key Engineering Materials. Vol. 581 (2014). P. 55—61. Trans Tech Publications, Switzerland.
5. **Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В.** Износостойкие ионно-плазменные покрытия режущего инструмента и технологии их нанесения // Технология машиностроения. 2007. № 1. С. 22—28.
6. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Определение механических характеристик износостойких ионно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Изв. Самарского научного центра РАН. 2010. Т. 12. № 4. С. 292—297.
7. **Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В.** Математическое описание процессов трещинообразования в износостойких покрытиях режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 48—51.
8. **Пат. № 2250810 RU**, МПК⁷ В 23 В 27/14, С 23 С 14/06. Режущий инструмент с покрытием / Табаков В.П., Ширманов Н.А., Циркин А.В., Чихранов А.В. Заявл. 11.11.2003; Оpubл. 27.04.2005. Бюл. № 12.
9. **Пат. 2267558 RU**, МПК⁷ С 23 С 14/06, 14/24. Способ получения износостойкого покрытия для режущего инструмента / Табаков В.П., Ширманов Н.А., Циркин А.В., Чихранов А.В. Заявл. 20.02.2004; Оpubл. 10.01.2006. Бюл. № 01.
10. **Пат. 2267556 RU**, МПК⁷ С 23 С 14/06, 14/24. Способ получения износостойкого покрытия для режущего инструмента / Табаков В.П., Ширманов Н.А., Циркин А.В., Чихранов А.В. Заявл. 20.02.2004; Оpubл. 10.01.2006. Бюл. № 01.
11. **Пат. 2269606 RU**, МПК⁷ С 23 С 14/24, 14/06. Способ получения износостойкого покрытия для режущего инструмента / Табаков В.П., Ширманов Н.А., Циркин А.В., Чихранов А.В. Заявл. 25.05.2004; Оpubл. 10.02.2006. Бюл. № 4.

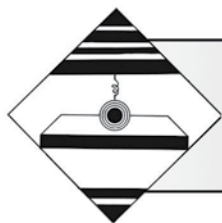
Уважаемые читатели!

Продолжается подписка
на научно-технический и производственный журнал
«УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ»

Подписные индексы по каталогам:
«Роспечать» — **85159**,
«Пресса России» — **39269**,
«Почта России» — **60252**.

*Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи
или непосредственно в издательстве.*

Тел.: (499) 269-66-00 (отдел реализации), (499) 268-47-19 (редакция);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru



УДК 621.7.011 + 621.9.011

С.А. Зайдес (Иркутский государственный технический университет),
А.В. Горбунов (Иркутск НИИХиммаш)
E-mail: zsa@istu.edu

Определение механических свойств поверхностного слоя маложестких валов, упрочненных поверхностным пластическим деформированием

Рассмотрена методика определения механических свойств поверхностного слоя деталей машин на основании размера исходных зерен микроструктуры. Предложены математические зависимости для послойного определения напряжения текучести в приповерхностном объеме. По результатам механических и электромагнитных испытаний определен предел текучести поверхностного слоя образца.

Ключевые слова: *поверхностный слой, кристаллическое зерно, предел текучести, механические свойства.*

The article deals with the determining technique of the machines details surface layer, which based on the initial grain size of microstructure. The mathematical layer wise dependences of the determination of the yield stress are proposed in the cross-effect zone. The yield strength of the sample's surface layer was found according to the results of mechanical and electromagnetic examines.

Keywords: *surface layer, crystal grain, yield stress, mechanical properties.*

Актуальность работы. Маложесткие детали типа валов и осей штанг широко применяют в конструкциях транспортной и сельскохозяйственной техники, в металлорежущих станках, разнообразных механизмах горно-рудной и текстильной техники. Создание новых конструкционных материалов с повышенной прочностью и стремление к экономии металлов приводит к увеличению номенклатуры класса маложестких изделий.

Малая изгибная жесткость стержневых деталей вызывает существенные проблемы при их обработке, сборке и эксплуатации [1–3], поэтому такие детали являются обычно нетехнологичными. Для уменьшения прогибов при механической обработке приходится уменьшать частоту вращения заготовки, подачу и глубину резания, что приводит к снижению производительности труда и повышению себестоимости изготовления изделий.

Изгибную жесткость валов при механической обработке можно повысить за счет использования технологических опор в виде люнетов или использования деформирующего инструмента замкнутого типа. К сожалению, эффективных результатов в этом направлении пока не получено, так как не устранена основная причина, вызывающая искривление валов, — враще-

ние длинномерной заготовки и, как следствие, появление центробежных сил, искажающих форму изделия.

Другим важным фактором при обработке маложестких деталей является состояние поверхностного слоя. С одной стороны, он должен обеспечивать геометрическую стабильность при внешнем воздействии рабочего инструмента, а с другой — поверхностный слой должен принимать упругопластическое воздействие для выполнения необходимых требований к качеству изделия: по глубине упрочнения, степени наклепа, шероховатости и остаточным напряжениям.

Если для жестких деталей такие разноплановые требования не вызывают особых проблем, то для маложестких они являются взаимоисключающими. Поэтому в данной работе была поставлена задача по обеспечению геометрической стабильности стержневых деталей типа валов и формированию необходимого качества периферийного слоя при поверхностном пластическом деформировании.

Целью данной работы является создание эффективной технологии отделочно-упрочняющей обработки маложестких валов, обеспечивающей повышение качества их поверхности при сохранении точности и стабильности геометрической формы.

Для достижения поставленной цели было необходимо решить две основные задачи. Первая задача, рассматриваемая в данной статье, направлена на изучение особых механических свойств поверхностного слоя мало жестких деталей. Вторая задача — определение состава специализированного технологического оснащения, параметров и режимов обработки, обеспечивающих повышение качества валов малой жесткости.

Поверхностный слой и его величина. Поверхностный слой любого изделия чаще всего является ответственной зоной, которая воспринимает внешние воздействия — силовые, химические, температурные и др. На внешней поверхности деталей обычно возникают дефекты и повреждения, от которых зависит надежность и долговечность машин и механизмов. При обработке мало жестких деталей к поверхностному слою предъявляют дополнительные требования, так как именно в нем зарождается первоначальная пластическая деформация, снижающая эффективность механической обработки.

При исследовании закономерностей деформации не жестких деталей, изготовленных из поликристаллических многофазных материалов, возникает необходимость изучения особенности взаимодействия зерен и фаз в приповерхностном объеме, отказавшись от весьма упрощенной модели изотропного однородного континуума.

Влияние свободной поверхности и зерен друг на друга распространяется на некоторое расстояние, которое можно назвать зоной взаимного влияния — это часть поликристаллического тела, прилегающая к свободной поверхности, в пределах которой на взаимосвязанную деформацию зерен оказывает влияние свободная поверхность. Слой, прилегающий к свободной поверхности тела, толщина которого равна размеру зоны взаимного влияния, называется поверхностным слоем (ПС).

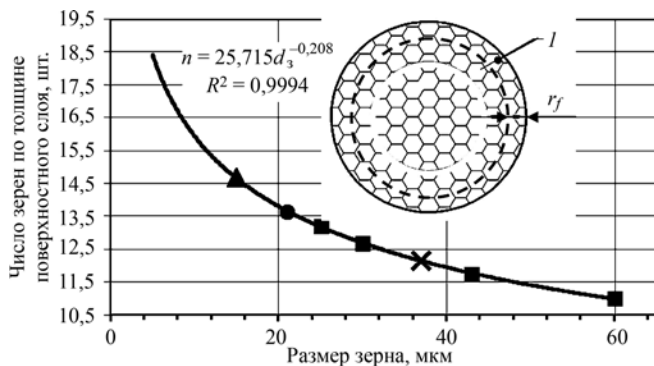


Рис. 1. Зависимость размера зоны взаимного влияния от размера зерна:

■ — армко-железо; ▲ — аустенитная сталь с содержанием углерода 1 %; • — сталь 45 с размером зерна 20 мкм; × — сталь 35 с размером зерна 37 мкм; *l* — зона взаимного влияния

Накопленный технологический опыт показывает, что в некоторых случаях, например при обработке мало жестких изделий, технолог должен уделять поверхностному слою особое внимание, так как от его состояния зависят геометрические показатели качества и физико-механические свойства деталей машин.

Исследования [3, 4], проведенные на различных углеродистых сплавах, позволили установить закономерности изменения толщины зоны взаимного влияния. Экспериментально доказано, что размер зоны взаимного влияния свободной поверхности зависит от размера зерна d_3 (рис. 1).

С увеличением размера зерна число зерен, вовлеченных в совместную деформацию, уменьшается при одновременном увеличении расстояния от поверхности, на котором эта закономерность проявляется. В мелкозернистых материалах ($d_3 = 1...5$ мкм) размер зоны взаимного влияния не превышает 2...90 мкм.

Экспериментальные данные [3, 4] хорошо описывает кривая

$$n_3 = 25,715d_3^{-0,208}, \quad (1)$$

где n_3 — число зерен в пределах толщины зоны взаимного влияния; d_3 — размер зерна, мкм.

Главная особенность объема, прилегающего к свободной поверхности, — это неоднородность напряжения течения по толщине слоя. Многочисленными исследованиями, [5—7] и др., доказано, что течение приповерхностного объема различных конструкционных материалов происходит при напряжениях, много меньших предела текучести всего образца. Чем дальше слой находится от свободной поверхности, тем больше его предел текучести.

Напряжение течения (предел текучести) изменяется по радиусу цилиндрического образца по кривой, показанной на рис. 2, которую в первом приближении можно заменить прямой линией (пунктир) [3]:

$$\sigma_{f(r)} = \sigma_f + \frac{r_{II}(\sigma_y - \sigma_f)}{\Delta} - \frac{r(\sigma_y - \sigma_f)}{\Delta}, \quad (2)$$

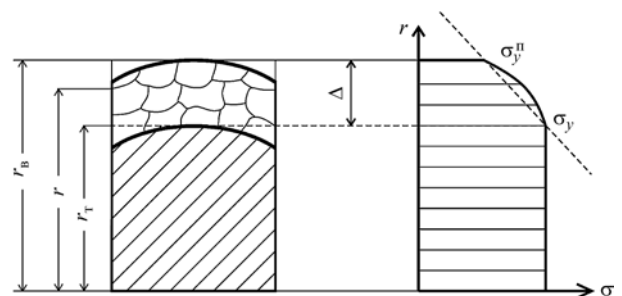


Рис. 2. Изменение напряжения течения по радиусу вала r

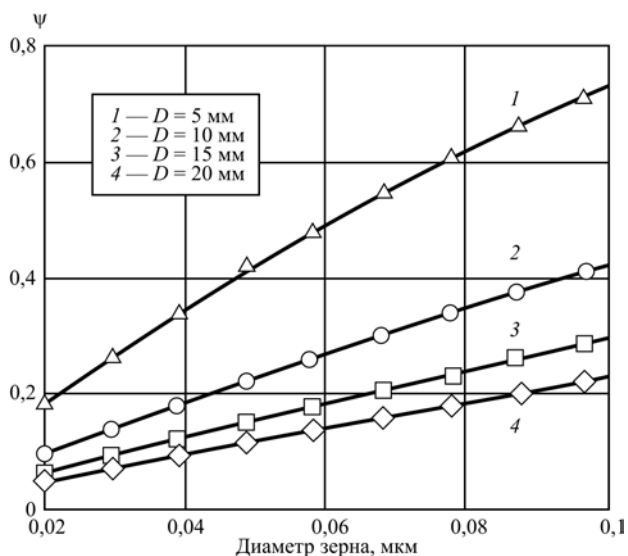


Рис. 3. Относительная доля ψ площади поверхностного слоя в поперечном сечении:

D — диаметр вала (образца)

где σ_f — предел текучести приповерхностного слоя; σ_y — предел текучести образца; Δ — толщина поверхностного слоя; r_b — радиус окружности; r — текущий радиус;

$$\Delta = n_3 d_3. \quad (3)$$

С учетом формулы (1)

$$\Delta = 25,715 d_3^{-0,208} d_3^1 = 25,715 d_3^{0,792}. \quad (4)$$

Подставляя в (2) формулу (4), получим

$$\sigma_{f(r)} = \sigma_f + \frac{\sigma_y - \sigma_f}{25,715 d_3^{0,792}} (r_b - r). \quad (5)$$

По формуле (5) можно определить напряжение течения в произвольной глубине поверхностного слоя в зависимости от диаметра зерна.

Чем больше размер зерна микроструктуры, тем меньше тангенс угла наклона прямой (пунктирной линии на рис. 2) к оси r , тем менее интенсивно изменяется напряжение течения в поверхностном слое. Однако при этом возрастает доля поверхностного слоя в поперечном сечении вала (рис. 3). Обычно размер зерна в валах изменяется от 20 до 200 мкм. Поверхностный слой занимает от 5 до 75 % площади поперечного сечения. Имеет место неоднородность механических свойств по поперечному сечению детали еще до поверхностного пластического деформирования (ППД). Чтобы уменьшить ее, необходимо увеличить σ_f и уменьшить размер зерна в пределах толщины поверхностного слоя. Сделать это можно различными методами, в том числе ППД. Упрочнение

маложестких валов, очевидно, не должно распространяться на глубину, большую, чем толщина поверхностного слоя Δ .

Экспериментальная установка и методика определения механических свойств поверхностного слоя. Для физического определения начала пластического течения в ПС использован метод, основанный на построении электромагнитной диаграммы растяжения. Общий вид экспериментальной установки и ее блок-схема показаны на рис. 4 и 5.

Пластические деформации изменяют магнитную проницаемость поверхностного слоя образца, что приводит к изменению напряжения во вторичной обмотке индукционного трансформаторного датчика, и на кривой механическое напряжение — электрическое напряжение возникает перегиб, после которого несмотря на увеличение механического напряжения электрическое напряжение в индикаторной обмотке непрерывно уменьшается (рис. 6).



Рис. 4. Экспериментальная установка для исследования механических свойств поверхностного слоя:

1 — образец; 2 — индукционный трансформаторный датчик; 3 — генератор ГЗ-111; 4 — тензоусилитель ТА-5; 5 — датчик нагрузки на образец; 6 — самописец ХУ-4103; 7 — преобразователь В-9; 8 — разрывная машина Р-50; 9 — блок управления разрывной машиной Р-50

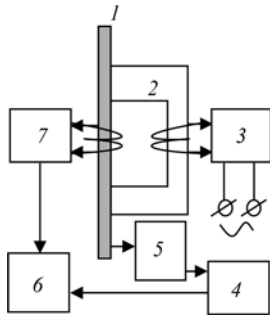


Рис. 5. Блок-схема экспериментальной установки:

1 — образец; 2 — индукционный трансформаторный датчик; 3 — генератор ГЗ-111; 4 — тензоусилитель ТА-5; 5 — датчик нагрузки на образец; 6 — самописец ХУ-4103; 7 — преобразователь В-9

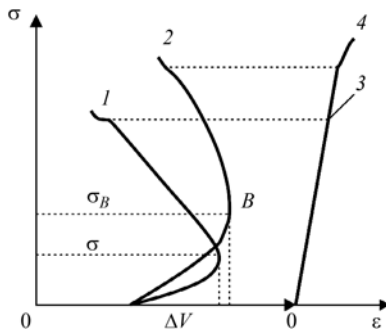


Рис. 6. Электромагнитные (1, 2) и механические диаграммы растяжения (3, 4)

Механическое напряжение, соответствующее точке *B* магнитной диаграммы, можно условно назвать напряжением предельного состояния ПС и обозначить $\sigma_{вс}$. В работе [4] экспериментально доказано, что наблюдаемые изменения магнитной диаграммы связаны с пластическим течением ПС толщиной, много меньшей размера зерна.

Образцы предварительно пластически деформировали на заданную величину ϵ и разгрузили.

Между напряжением течения ПС σ_f и макроскопическим напряжением течения ПС при одноосном растяжении существует очевидная взаимосвязь

$$\sigma_{вс} = \sigma_f + \sigma_0, \quad (6)$$

где σ_0 — остаточное напряжение.

Потому для определения напряжения течения поверхностного слоя σ_f из напряжения предельного состояния вычиталось остаточное напряжение.

Продольное остаточное напряжение первого рода, возникающее в результате пластического деформирования, определяли следующим образом (подробнее см. [4]). Тщательно отожженный и подготовленный образец, в котором отсутствовали остаточные напряжения первого рода, нагружали выше макроскопического напряжения течения поверхностного слоя и разгрузили. Перед нагружением электрическое напряжение во вторичной обмотке датчика полностью компенсировали потенциометром. После нагрузки и разгрузки в индикаторной катушке возникает электрическое напряжение ΔV . По этому напряжению на линейном участке электромагнитной диаграммы определяли остаточное механическое напряжение. Если образец нагружался повторно до появления пластических деформаций, то прирост остаточного напряжения на этом этапе находили так же, как и при первом нагружении — с использованием линейного участка повторного нагружения.

Механические свойства поверхностного слоя. Напряжение пластического течения ПС $\sigma_{вс}$ увеличивается с ростом предварительной пластической деформации, но во всем исследованном интервале деформаций остается много меньше напряжения пластического течения образца (рис. 7).

На кривой деформационного упрочнения ПС однозначно выделяются два участка. На первом — протяженность от 0 до критической деформации $\epsilon_{кр}$ — поверхностный слой непрерывно упрочняется. Зависимость между предварительной пластической деформацией и напряжением пластического течения ПС параболическая, как и для образца в целом.

Однако с ростом пластической деформации интенсивность упрочнения поверхностного слоя снижается. На втором участке образец продолжает упрочняться по той же параболической зависимости, а для ПС при де-

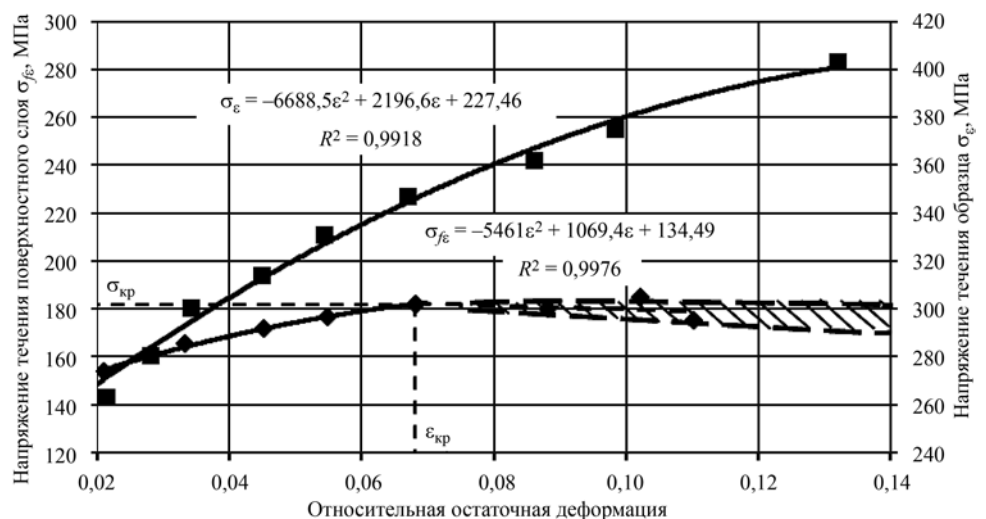


Рис. 7. Кривые деформационного упрочнения стали 25:

◆ — поверхностный слой; ■ — образец в целом

формации выше критической наблюдается значительный разброс экспериментальных данных. Равновероятны утверждения, что после критической деформации ПС не упрочняется, упрочняется или разупрочняется с очень малой интенсивностью.

Наблюдаемая особенность упрочнения ПС связана с влиянием свободной поверхности на процесс генерации и накопления дислокаций, точечных и других дефектов кристаллической структуры. При нагружении образца выше напряжения предельного состояния ПС действуют одновременно два процесса: генерация дефектов с их закреплением (деформационное упрочнение) и их аннигиляция на свободной поверхности (разупрочнение). До критической степени деформации преобладают процессы размножения и закрепления дефектов кристаллической структуры в тонком поверхностном слое.

После равновесия ($\varepsilon = \varepsilon_{кр}$) ход кривой упрочнения зависит от множества случайных факторов, определяющих степень закрепления дефектов в ПС и величину силового давления дефектов, интенсивно размножающихся под поверхностным слоем и стремящихся выйти на свободную поверхность. Если число вытолкнутых на поверхность дислокаций будет больше числа дислокаций, поступивших в ПС и закрепившихся в нем, будем наблюдать разупрочнение ПС. Что и произошло в стали 25 (рис. 7).

Следует отметить, что, несмотря на деформационное упрочнение, в поверхностном слое при любой величине предварительной пластической деформации пластическое течение начинается при напряжении, в 1,5...2 раза меньшем напряжения течения образца.

Экспериментальные результаты показывают необоснованность применения диаграммы деформационного упрочнения образца при расчете упругопластических деформаций в приповерхностном объеме из-за существенного различия процессов деформационного упрочнения. Если деформация в поверхностном слое превышает критическую величину, то при инженерных расчетах следует использовать модели бездеформационного упрочнения (упругопластическая, жесткопластическая). При этом напряжение пластического течения равно напряжению, соответствующему критической деформации.

Для расчета технологических параметров ППД наиболее важным является то, что критическое напряжение много меньше предела текучести. Так, из приведенного на рис. 7 графика следует, что предел текучести стали 25 равен 300 МПа, а пластическое течение поверхностного слоя происходит при напряжении около 180 МПа.

Исследования деформационного упрочнения при развитых макропластических деформациях позволили установить, что к наиболее важным механическим характеристикам поверхностного слоя следует отнести

критическое напряжение $\sigma_{кр}$ и соответствующую ему критическую пластическую деформацию $\varepsilon_{кр}$.

Таким образом, для приповерхностного объема (зоны взаимного влияния) как напряжение, так и относительная остаточная деформация существенно ограничены по сравнению с деформацией и напряжением течения для всего объема образца. Деформации поверхностного слоя, большие критической, неэффективны, не влияют существенно на перераспределение остаточных напряжений и приведение их в минимально равновесное состояние.

Выводы

1. По результатам обработки экспериментальных данных получено эмпирическое соотношение между размером кристаллических зерен и толщиной зоны взаимного влияния. Получены математические зависимости для определения напряжения течения в произвольном поверхностном слое.

2. Предложена методика определения механических характеристик поверхностного слоя по результатам механических и электромагнитных испытаний образцов на растяжение. На основании экспериментальных исследований установлено, что напряжения текучести в поверхностном слое в 1,5...2 раза ниже, чем предел текучести материала образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Деформирующая обработка валов / С.А. Зайдес, В.Н. Емельянов, М.Е. Попов и др.: под ред. С.А. Зайдеса. Иркутск, ИрГТУ, 2013. 449 с.
2. Зайдес С.А., Забродин В.А., Мураткин Г.В. Поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2002. 304 с.
3. Горбунов А.В., Горбунов В.Ф. Сопротивление пластическому деформированию круглых валов при изгибе с учетом особых свойств поверхностного слоя // Межвуз. сб. научн. тр.; под ред. С.А. Зайдеса. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2010. С. 25—38.
4. Горбунов В.Ф. Напряженное и предельное состояние поверхностного слоя поликристаллических материалов // Иркутский сельскохозяйственный ин-т: 1987. 16 с. Деп. № 478-В88 ВИНТИ.
5. Алексин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука, 1983. 280 с.
6. Балохонов Р., Болеста А., Бондарь М. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. 520 с.
7. Иванов В.С., Терентьев В.Ф., Пойда В.Г. Особенности поведения поверхностного слоя металлов при различных условиях нагружения // Металлофизика. Киев: Наук. думка, 1972. № 43. С. 63—82.

Е.С. Сергеев, М.А. Зинин, С.А. Гаврилов (ОАО «Научно-производственное предприятие «Респиратор», г. Орехово-Зуево),
 А.В. Щедрин, В.И. Воронков (Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ)),
 А.О. Поляков (ООО Машиностроительный завод «ТОНАР», д. Губино)
 E-mail: t-5511@yandex.ru

Влияние угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий

Экспериментально исследованы технологические возможности регуляризации микрогеометрии воздействующей поверхности деформирующих элементов с различной однозаходной винтовой макрогеометрией в условиях применения металлолакирующей смазки при прошивании отверстий в заготовках из цветных сплавов.

Ключевые слова: комбинированное прошивание (протягивание) отверстий, однозаходная винтовая макрогеометрия деформирующего элемента, регулярный микрорельеф воздействующей поверхности, металлолакирующая смазка, усиление обработки, качество обработки.

The experimental study of the technological capabilities of the regularization microgeometry affecting surface deformation elements with different single-pass screw macrogeometry for applications metalplacking lubrication when sewing holes in the blanks of non-ferrous alloys.

Keywords: combined needling (pulling) of the holes, single-start screw macrogeometry deflection member, regular microrelief affecting surface, metalplacking grease, enhancement processing, quality of treatment.

Как показывает системный трибологический анализ технологических объектов [1], эффективность инновационных методов обработки, к которым относится комбинированное деформирующе-режущее прошивание (протягивание) отверстий, существенно зависит от геометрических характеристик воздействующей поверхности рабочих элементов соответствующего инструмента. При этом необходимо комплексно учитывать геометрическую форму, а также линейную и угловую макро- и микрогеометрию воздействующей поверхности деформирующих и режущих элементов.

Основополагающие системные исследования по оптимизации геометрических параметров рабочих элементов протяжного, прошивного и дорнующего инструмента выполнены ведущими научными школами: МГТУ им. Н.Э. Баумана (проф. А.Л. Воронцов) [2]; Ростовской-на-Дону государственной академией сельскохозяйственного машиностроения (проф. Ю.Г. Проскураков, проф. А.Н. Исаев) [3–5]; Институтом сверхтвердых материалов Национальной академии наук Украины (проф. А.М. Розенберг, проф. О.А. Розенберг) [6, 7]; Ижевским государственным техническим университетом (проф. Н.С. Сивцев) [8]; Томским политехническим университетом (доц. В.Ф. Скворцов) [9]; Московским государственным машиностроительным университетом «МАМИ» (проф. А.М. Кузнецов, проф. В.А. Кузнецов) [10–12].

В работах [13, 14] проведены исследования по влиянию перспективной однозаходной винтовой макрогео-

метрии воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания отверстий. При этом установлено, что несимметричность очага деформации вследствие винтовой формы воздействующих поверхностей деформирующего элемента приводит к появлению обширных зон упругого контакта с заготовкой, в которых интенсифицируется адгезия обрабатываемого материала. Образование значительных адгезионных наростов резко ухудшает качество обработки деформирующими элементами с однозаходной винтовой макрогеометрией, обладающими плавной силовой динамикой [15] и другими важными характеристиками (а. с. СССР № 1655760), которые существенно расширяют технологические возможности.

Как показали исследования [16], негативные адгезионные явления могут быть полностью устранены регуляризацией микрогеометрии воздействующих поверхностей деформирующих элементов и совместным применением металлолакирующих смазок, реализующих эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского. В частности, регулярный микрорельеф в первом приближении может быть выполнен аналогично в виде однозаходных винтовых канавок [1, 17].

Для проверки технологических возможностей регуляризации микрогеометрии воздействующих поверхностей деформирующих элементов с различной однозаходной винтовой макрогеометрией в условиях применения металлолакирующей смазки были проведены дополнительные исследования.

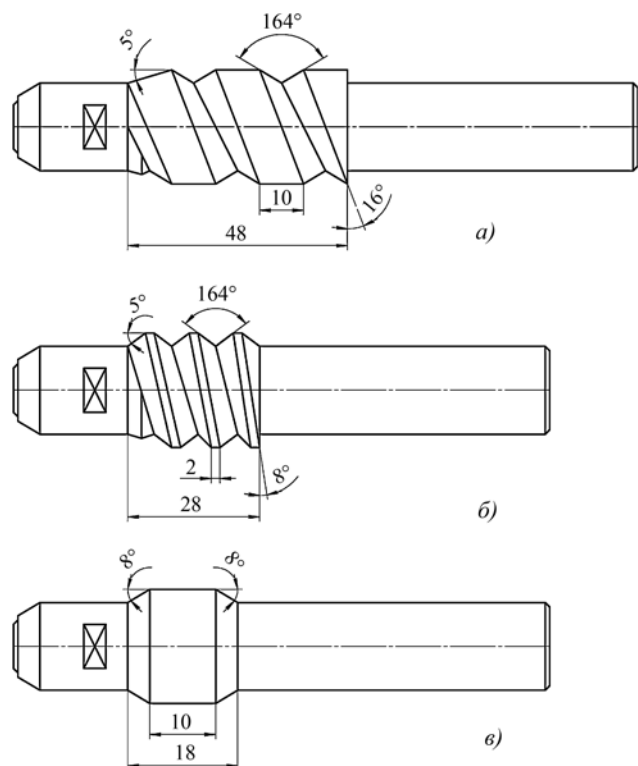


Рис. 1. Экспериментальные инструменты: прошивки с углом наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента 16° (а); 8° (б) и 0° (в)

В качестве экспериментального инструмента использовались одноэлементные деформирующие прошивки, конструкция которых представлена на рис. 1. Деформирующие элементы экспериментальных инструментов (рис. 1, а, б) имели однозаходную винтовую макрогеометрию воздействующих поверхностей с углом их наклона соответственно 16 и 8°. Инструмент (рис. 1, в) имел деформирующий элемент традиционной формы, с нулевым углом наклона воздействующих поверхностей (рабочий и обратный конусы, калибрующая ленточка). Материал деформирующих элементов — инструментальные стали марок ШХ15 (рис. 1, а) и

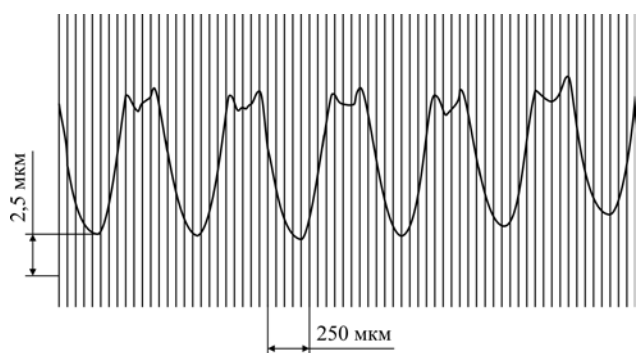


Рис. 2. Продольная профилограмма калибрующей ленточки деформирующего элемента с углом воздействующих поверхностей 16°

Р6М5 (рис. 1, б, в). Диаметр всех деформирующих элементов по калибрующей ленточке 22 мм.

В соответствии с рекомендациями работ [16, 17] на воздействующие поверхности деформирующих элементов алмазным выглаживателем был нанесен регулярный микрорельеф в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм с шагом 0,5 и 0,6 мм и глубиной на участке калибрующей ленточки 7...9 мкм.

На рис. 2 представлена продольная профилограмма калибрующей ленточки деформирующего элемента, приведенного на рис. 1, а. В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовались цилиндрические образцы наружным диаметром 39 мм и высотой 40 мм из латуни марки ЛС59-1 (100 НВ) и дюралюминия марки Д1Т (143 НВ). Перед прошиванием отверстия образцов растачивались со средним параметром шероховатости поверхности $Ra_3 = 0,392...0,768$ мкм. Номинальная абсолютная деформация отверстия образцов на диаметр i_{ϕ} варьировалась номинально примерно через 0,05 мм в пределах до 0,35 мм.

Прошивание осуществлялось на испытательной машине при скорости 0,05 м/мин. В качестве технологической смазки использовалась смесь из минерального масла марки И-40 с добавкой 50 % об. металлоплакирующей медьсодержащей присадки “Валена” (пат. РФ № 2277579), реализующей эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского [16, 18]. На рис. 3 представлены графические зависимости удельного усилия прошивания [17] от абсолютной фактической деформации i_{ϕ} и угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента. Сравнительный анализ данных зависимостей показывает,

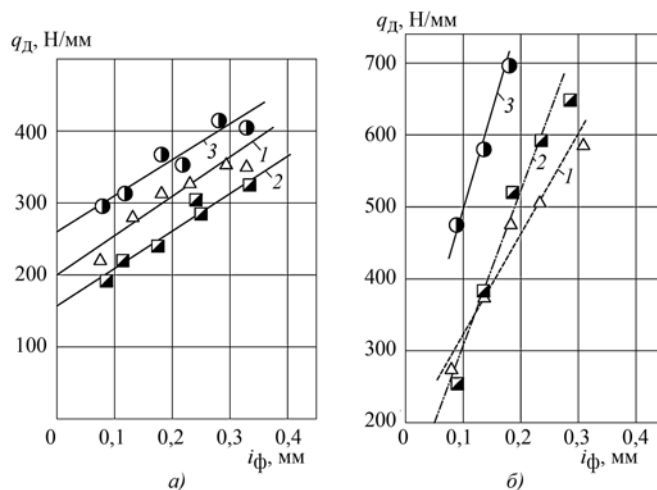


Рис. 3. Зависимости удельного усилия прошивания q_d от абсолютной фактической деформации i_{ϕ} и угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента (1 — 0°; 2 — 8°; 3 — 16°):

а — образцы-заготовки из латуни марки ЛС59; б — образцы-заготовки из дюралюминия марки Д1Т

что физико-механические и химические характеристики обрабатываемого материала, а также угол наклона воздействующих поверхностей существенно влияют на силовую динамику обработки. При этом в отличие от исследований [15] адгезия обрабатываемого материала на воздействующих поверхностях деформирующих элементов наблюдалась в незначительных количествах только при прошивании отверстий в образцах-заготовках из дюралюминия марки Д1Т. Причем адгезионный нарост легко удалялся в результате принудительного механического воздействия на него из-за наличия технологической смазки в канавках и разделения на выступах регулярного микрорельефа (см. рис. 2).

Аналитически графические зависимости для удельного усилия обработки могут быть представлены в следующем виде, Н/мм:

для латуни

$$\begin{aligned} q_d(0^\circ) &= 198,76 + 552,28i_\phi; \\ q_d(8^\circ) &= 156,08 + 528,77i_\phi; \\ q_d(16^\circ) &= 260,2 + 484,32i_\phi, \end{aligned} \quad (1)$$

для дюралюминия:

$$\begin{aligned} q_d(0^\circ) &= 182,71 + 1397,52i_\phi; \\ q_d(8^\circ) &= 93,1 + 2124,8i_\phi; \\ q_d(16^\circ) &= 229,34 + 2638,6i_\phi. \end{aligned} \quad (2)$$

Используя по аналогии с работами [16, 18] более точные относительные оценки энергоэффективности, с помощью выражений (1) и (2) можно проанализировать зависимости относительного процентного изменения усилия обработки Δq_d (рис. 4). Так, при обработке латуни (см. рис. 3, а и 4, а) максимальный динамический эффект достигается при использовании деформирующего элемента с углом наклона воздействующих поверхностей 8° . При этом в диапазоне $i_\phi = 0,05...0,3$ мм относительное процентное уменьшение удельного усилия обработки по сравнению с использованием деформирующего элемента, имеющего угол наклона 16° , составляет 35...22 % соответственно, а по сравнению с использованием деформирующего элемента с углом наклона 0° уменьшение удельного усилия обработки составляет 19...13 % соответственно. При сравнении в том же диапазоне i_ϕ деформирующих элементов с углами наклона воздействующих поверхностей 0 и 16° удельное усилие прошивания при угле 16° может быть снижено на 20...10 %.

При обработке дюралюминия (см. рис. 3, б и 4, б) минимум удельного усилия прошивания наблюдается у тра-

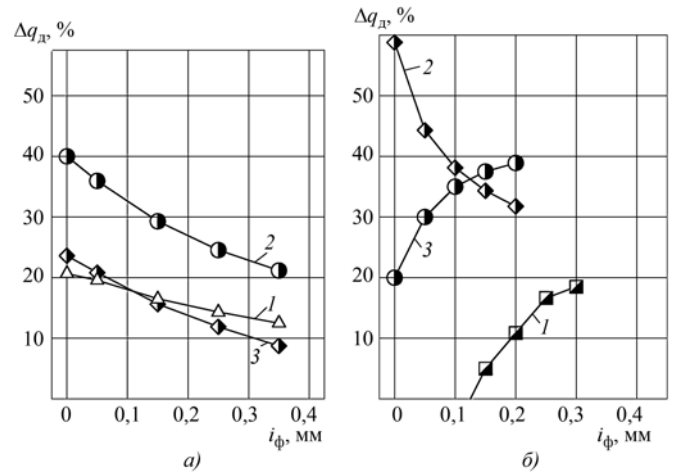


Рис. 4. Зависимости относительного процентного изменения усилия обработки Δq_d от абсолютной фактической деформации и угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента: 1 — сравнение элементов с углами 8 и 0° ; 2 — сравнение элементов с углами 8 и 16° ; 3 — сравнение элементов с углами 0 и 16° ; а — образцы-заготовки из латуни марки ЛС59; б — образцы-заготовки из дюралюминия марки Д1Т

диционного деформирующего элемента (см. рис. 1, в) с углом наклона воздействующих поверхностей 0° . Причем по аналогии с работой [16] при обработке дюралюминия таким деформирующим элементом по сравнению с обработкой винтовыми деформирующими элементами (зависимости 1 и 3 на рис. 4, б) наблюдается феноменальное явление — рост динамического эффекта по снижению энергозатрат на трение по мере увеличения степени деформации заготовки i_ϕ . В обоих случаях (см. рис. 3, 4) соответствующая энергоэффективность связана с реализа-

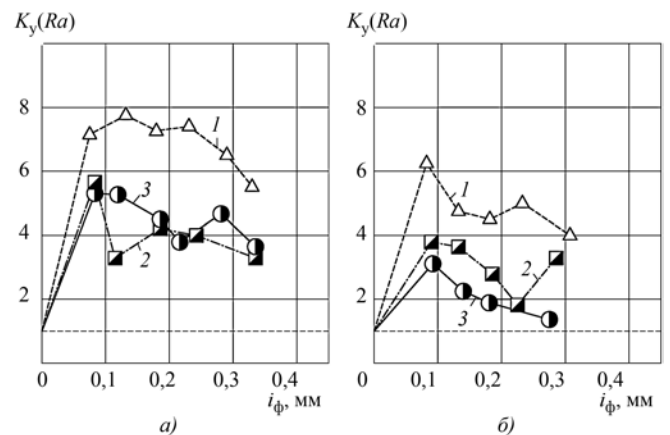


Рис. 5. Зависимости коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности отверстий образцов-деталей от абсолютной фактической деформации и угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента (1 — 0° ; 2 — 8° ; 3 — 16°): а — образцы-заготовки из латуни марки ЛС59; б — образцы-заготовки из дюралюминия марки Д1Т

цией эффекта безызносности Гаркунова—Крагельского из-за высокой концентрации металлоплакирующей присадки “Валена”, а также с параллельной интенсификацией по той же причине эффекта Ребиндера. На рис. 5 представлены зависимости коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности отверстий после прошивания (или отверстий условно образцов-деталей) $K_y(Ra)$ [16—18].

Предварительный анализ данных зависимостей показывает, что при увеличении абсолютной деформации отверстия с $i_\phi = 0,08...0,12$ мм происходит общее ухудшение шероховатости поверхности получаемых отверстий, на которое указывает соответствующее уменьшение $K_y(Ra)$. Причем для обеих марок обрабатываемого материала наименьшая шероховатость поверхности (наибольшее значение $K_y(Ra)$) имеет место у деформирующего элемента с углом наклона воздействующих поверхностей 0° (см. рис. 1, в).

Применительно к обработке латуни механизм формирования шероховатости определяется упрочнением и последующим разупрочнением поверхностного слоя отверстия. При обработке дюрала на механизм формирования шероховатости поверхности получаемых отверстий дополнительно влияет адгезия данного материала вследствие наличия в его составе химически активных элементов — алюминия, а также более высокая исходная твердость по сравнению с латунью.

На рис. 6 представлены зависимости для поля рассеяния диаметра отверстия образцов-деталей ΔD_d . Их анализ показывает, что с увеличением степени деформации в общем размерная точность получаемых отверстий уменьшается. При этом наиболее интенсивное уменьшение размерной точности имеет место у винтовых деформирующих элементов.

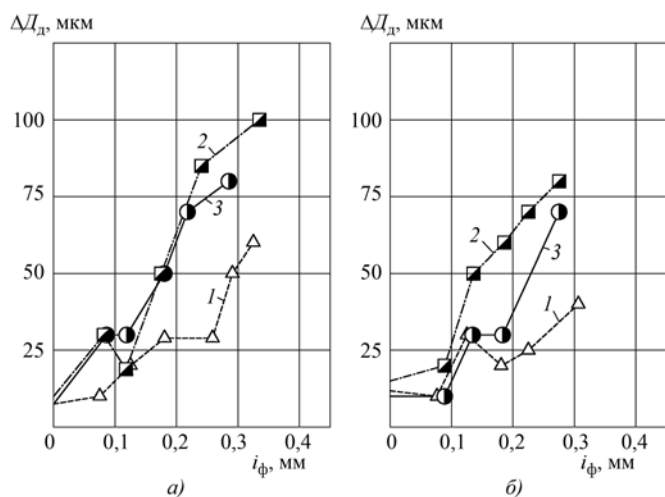


Рис. 6. Зависимости поля рассеяния диаметра отверстий образцов-деталей от абсолютной фактической деформации и угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента (1 — 0° ; 2 — 8° ; 3 — 16°):

a — образцы-заготовки из латуни марки ЛС59; б — образцы-заготовки из дюралюминия марки Д1Т

рующих элементов. Это по аналогии с работами [13, 14] связано с несимметричностью очага деформации в продольном и поперечном сечениях из-за соответствующей несимметричности винтовых воздействующих поверхностей данных деформирующих элементов (см. рис. 1, а, б). В результате возникают большие погрешности геометрической формы получаемых отверстий в поперечном и продольных сечениях, которые напрямую приводят к увеличению параметра размерной точности ΔD_d . Дополнительно, как это наглядно показано в работах [13, 14, 16—18], на размерно-геометрическую точность отверстия существенно влияет неравножесткость заготовки из-за реактивных сил трения на ее опорном (выходном) торце. Влияние на размерную точность физико-механических характеристик обрабатываемого материала заключается в ее повышении по мере увеличения исходной твердости заготовок.

Особый интерес в проведенных исследованиях представляет анализ остаточных деформаций экспериментальных образцов. На рис. 7 представлены зависимости средней остаточной диаметральной деформации отверстия образцов-деталей. Сравнение указанных зависимостей показывает, что характер изменения данного вида остаточной деформации хорошо коррелируется с характером силовых зависимостей (см. рис. 3). Общее отрицательное значение этой остаточной деформации по аналогии с работой [18] свидетельствует о преобладании в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений, а также показывает, что средний диаметр получаемого отверстия меньше диаметра соответствующего деформирующего элемента по калибрующей ленточке. Кроме этого, образцы-детали из дюралюминия как более твердого материала, чем латунь, характеризуются большей величиной средней

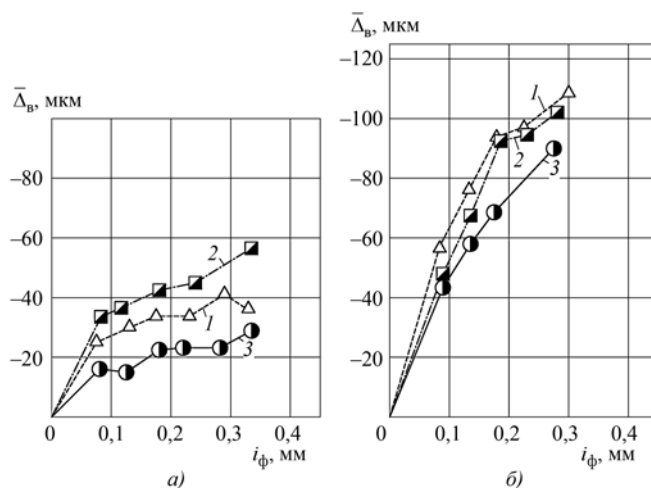


Рис. 7. Зависимости средней остаточной деформации $\bar{\Delta}_b$ отверстия образцов-деталей от абсолютной фактической деформации и угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента (1 — 0° ; 2 — 8° ; 3 — 16°):

a — образцы-заготовки из латуни марки ЛС59; б — образцы-заготовки из дюралюминия марки Д1Т

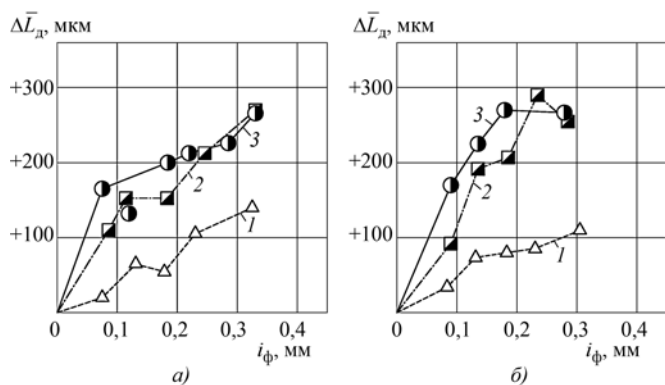


Рис. 8. Зависимости осевой остаточной деформации $\Delta \bar{L}_d$ образцов-деталей от абсолютной фактической деформации и угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента (1 — 0°; 2 — 8°; 3 — 16°):

а — образцы-заготовки из латуни марки ЛС59; б — образцы-заготовки из дюралюминия марки Д1Т

остаточной деформации получаемого отверстия. На рис. 8 представлены зависимости осевой остаточной деформации образцов-деталей. Осевая деформация по аналогии с исследованием [18] формируется в виде вспучивания обрабатываемого материала на входном торце заготовки при входе инструмента в ее отверстие и в виде пластической волны на опорном (выходном) торце заготовки при выходе инструмента из отверстия. Данная волна образуется в результате сдвиговых деформаций в поверхностном слое отверстия. Анализ осевой остаточной деформации показывает, что она увеличивается в общем случае при увеличении степени деформации отверстия. При этом из-за локального контакта винтовых деформирующих элементов с заготовкой при входе и выходе из ее отверстия осевая остаточная деформация у этих инструментов существенно больше, чем у инструмента, имеющего деформирующий элемент с нулевым углом наклона воздействующих поверхностей (см. рис. 1, в).

Таким образом, выполненные исследования дополняют информационную базу для системного параметрического синтеза [1] инновационных методов комбинированного прошивания (протягивания) цилиндрических и фасонных отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях применения металлоплакирующих смазок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Щедрин А.В., Ульянов В.В., Чихачева Н.Ю. и др. Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15—20.
2. Воронцов А.Л. Технологические задачи теории пластичности. Т. 3. М.: Машиностроение-1, 2006. 475 с.
3. Проскураков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н. Объемное дорнование отверстий. М.: Машиностроение, 1984. 224 с.

4. Зайдес С.А., Исаев А.Н. Технологическая механика осесимметричного деформирования. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. 432 с.

5. Исаев А.Н., Лебедев А.Р., Арапов П.С. Моделирование геометрии многозубого дорна для обработки отверстий деталей из труб // СТИН. 2010. № 2. С. 8—14.

6. Расчет и проектирование твердосплавных деформирующих протяжек и процесса протягивания / А.М. Розенберг, О.А. Розенберг, Э.К. Посвятенко и др. Киев: Наук. думка, 1978. 256 с.

7. Розенберг А.М., Розенберг О.А. Механика пластического деформирования в процессах резания и деформирующего протягивания // Киев: Наук. думка, 1990. 320 с.

8. Янченко И.И., Тарасов В.В., Сивцев Н.С. Технологические основы обработки точных отверстий дорнованием: В 2 ч. Ч. 1: Теория управления контактно-кинематическими условиями при дорновании. Ижевск: Изд-во ИПМ УрО РАН, 2002. 138 с.

9. Скворцов В.Ф., Арляпов А.Ю. Дорнование глубоких отверстий малого диаметра. Томск: Изд-во ТПУ, 2005. 91 с.

10. Кузнецов А.М. Технологические основы создания методов обработки в машиностроении: Дис. ... д-ра техн. наук / МАМИ, М., 1975. 317 с.

11. Кузнецов В.А. Синтез и исследование технологических структур методов механической обработки поверхностей деталей машин: Дис. ... д-ра техн. наук / МАМИ, М., 2000. 421 с.

12. Джунусбеков Ж.К., Ковбас Т.Н. Повышение эффективности протягивания на основе совершенствования деформирующих элементов. Технология, оборудование, организация и экономика машиностроительного производства. Сер. 2. Режущий инструмент. Вып. 2. М., ВНИИТЭРМ, 1987. 48 с.

13. Щедрин А.В., Таненгольц А.Б. Оптимизация макрогеометрии деформирующего элемента для комбинированного прошивания отверстий // Техника машиностроения. 2001. № 1 (29). С. 94—99.

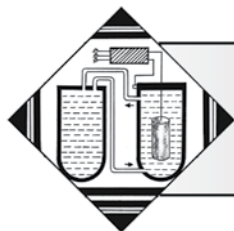
14. Черников А.П., Щедрин А.В., Фаниди О. Оптимизация макрогеометрии деформирующих элементов для комбинированной обработки цилиндрических поверхностей // Тракторы и сельскохозяйственные машины. 2002. № 12. С. 36—38.

15. Щедрин А.В. Исследование обрабатываемости вязких сталей комбинированным прошиванием // СТИН. 1998. № 12. С. 27—30.

16. Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А. Оптимизация рецептуры металлоплакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 4. С. 76—79.

17. Щедрин А.В., Ульянов В.В. Повышение эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструмента // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14—19.

18. Зинин М.А., Гаврилов С.А., Щедрин А.В., Гаркунов Д.Н. Влияние металлоплакирующей присадки “Валена” на показатели комбинированной обработки // Вестник машиностроения. 2011. № 9. С. 77—80.



Использование цементированной стали 30ХГТ в качестве материала штампов

Представлены результаты экспериментального исследования влияния цементации стали 30ХГТ в высокоактивном пастообразном карбюризаторе и послецементационной термообработки на износостойкость и ударную вязкость. Показана высокая износостойкость цементированной стали в условиях работы формоизменяющих инструментов для листовой штамповки за счет наличия на поверхности глубоких диффузионных слоев, насыщенных твердыми карбидными включениями.

Ключевые слова: цементированная сталь, листовая штамповка, износостойкость.

The results of experimental studies on the effect of cementation of steel 30HGT in highly-active and pasty carburizer and the influence of post-cementation high temperature treatment on wear resistance and toughness are revealed in the article. The experimental studies show the high wear resistance of cemented steel in the use of shaping instruments for sheet-metal stamping as the result of the presence of diffusion layers (saturated with firm carbide inclusions) on the steel surface.

Keywords: cemented steel, sheet-metal stamping, wear resistance.

Введение

Листовая холодная формообразующая штамповка (вытяжка, формовка, гибка, отбортовка и т. п.) является прогрессивным и распространенным методом получения изделий из различных материалов. Такая штамповка отличается высокой производительностью, малой трудоемкостью, экономичным расходом материала и достаточно высокой точностью получаемых изделий. Во многих случаях холодная штамповка является завершающей операцией, не требующей дополнительной обработки штампованных деталей [1].

Качество изделий, получаемых методом листовой формообразующей штамповки, во многом зависит от качества штампового инструмента — состояния его рабочих поверхностей и износостойкости штамповых материалов. Последняя, кроме того, определяет долговечность штамповых инструментов и экономическую эффективность штамповочных операций в условиях массового производства.

Традиционно в качестве материалов для таких штампов используются высокоуглеродистые инструментальные стали типа Х12Ф1, 9ХС, ХВГ и им подобные, а в случае штампов с тонкими элементами гравюры — стали с меньшим содержанием углерода: 6ХС, 5ХНВС и др., упрочненные объемной закалкой [1].

Согласно требованиям ГОСТ 22472—87 для обеспечения долговечности штампов холодного деформирования их рабочие поверхности должны иметь твердость не ниже 55 HRC для пуансонов и не ниже 57 HRC для матриц.

Главным недостатком всех названных выше штамповых материалов является невысокая абразивная износостойкость, поскольку выход из строя формообразующих инструментов происходит в основном из-за абразивного воздействия на их рабочие поверхности твердых частиц (окислов минеральных загрязнений) и т. п., находящихся на поверхности обработанных заготовок. Кроме того, традиционные штамповые стали имеют невысокие технологические свойства (плохую обрабатываемость резанием, склонность к перегреву при закалке), что затрудняет изготовление штампов, имеющих часто весьма сложную форму. Поэтому можно считать актуальными работы, направленные на изыскание новых материалов и эффективных методов их поверхностного упрочнения для повышения долговечности и удешевления штампового инструмента.

В настоящей статье приведены результаты исследования поверхностного упрочнения конструкционной стали массового производства 30ХГТ науглероживанием в высокоактивной среде в целях повышения ее твердости и абразивной износостойкости. Это позволит

использовать данную сталь для изготовления формоизменяющих штампов листов штамповки, а также для других штамповых инструментов в качестве заменителя дорогостоящих инструментальных сталей. Следует отметить, что наследственно мелкозернистая сталь 30ХГТ с хорошими технологическими свойствами в несколько раз дешевле инструментальной стали ХВГ, широко используемой для изготовления соответствующих штампов (32...35 против 100...140 тыс. руб./т).

Методика проведения исследований

Цементацию образцов из стали 30ХГТ производили в пастообразном карбюризаторе на основе аморфного углерода (газовой сажи ДГ100) с добавлением 20 % железосинеродистого калия. В качестве пастообразователя использовался раствор нитроцеллюлозы в ацетоне (лак НЦ 222) [2]. Температура цементации изменялась в эксперименте от 800 до 950 °С, длительность во всех случаях составляла 6 ч. Образцы в виде дисков диаметром 50 мм, шириной 10 мм (для стандартной испытательной машины трения СМЦ-2) покрывали слоем пасты толщиной 1,5...2 мм, высушивали и подвергали цементации в герметизированном закрытом контейнере по известной технологии твердой цементации (наполнителем служила чугунная стружка). Закалку (в масле) и отпуск цементованных образцов проводили при различных температурах с нагревом в воздушной атмосфере [3].

В результате такой обработки на поверхности образцов были получены глубокие диффузионные слои (более 1 мм) с развитой зоной карбидов (рис. 1). Количество карбидов в диффузионном слое в зависимости от температуры цементации составляло от 40 до 90 % об. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что карбиды, образовавшиеся на поверхности стали 30ХГТ в результате цементации,

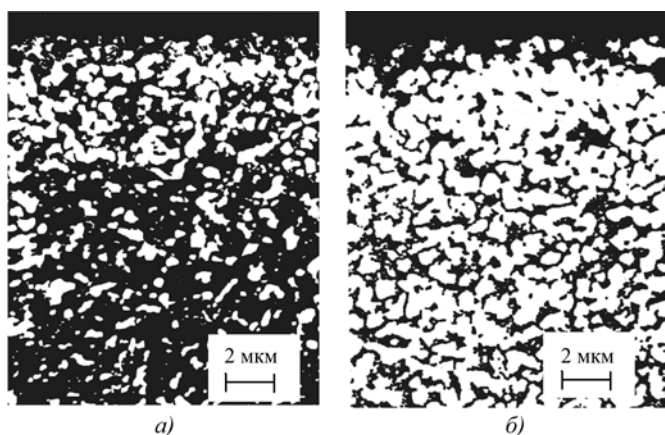


Рис. 1. Микроструктуры поверхностных слоев стали 30ХГТ, цементированной при температурах 820 (а) и 920 °С (б) в пастообразном высокоактивном карбюризаторе (× 500)

были представлены единственной фазой — цементитом.

Твердость цементированных и закаленных образцов стали 30ХГТ составляла 62...65 HRC, что выше твердости термообработанной (закалка, обработка холодом и низкий отпуск) стали ХГВ (60...62 HRC) и значительно выше минимальной твердости, требуемой ГОСТом.

Испытания цементированных образцов на износостойкость проводили на машине СМЦ-2 по схеме “ролик—колодка” при удельной нагрузке 2 кН/см², что примерно соответствовало нагрузке на рабочие поверхности вытяжных штампов для листовой штамповки. Контртелом во всех испытаниях служили колодки из отожженной стали ст3. Частота вращения ролика (образца) составляла 1000 об/мин, длительность испытания каждого образца — 20 мин (путь трения 3140 м), износ определяли весовым методом с точностью 1·10⁻⁴ г. При определении относительной износостойкости (отношение износа эталона к износу образца) в качестве эталонов использовали диски из той же стали 30ХГТ, термообработанные по стандартным режимам (закалка с 850 °С в масле, отпуск при 200 °С).

При проведении испытаний на износ цементированных образцов и эталонов в зону трения подавали смазку ХС-147, широко используемую при штамповке-вытяжке, в которую добавляли 5 % об. мелкозернистого кварцевого песка (маршалита). Смазка с абразивом подавалась в зону трения из капельницы с периодичностью 12 кап./мин. Результаты эксперимента представлены на рис. 2.

Эксперимент показал, что при повышении температуры цементации приблизительно до 910 °С износостойкость цементированной стали увеличивается, а при дальнейшем повышении температуры остается на

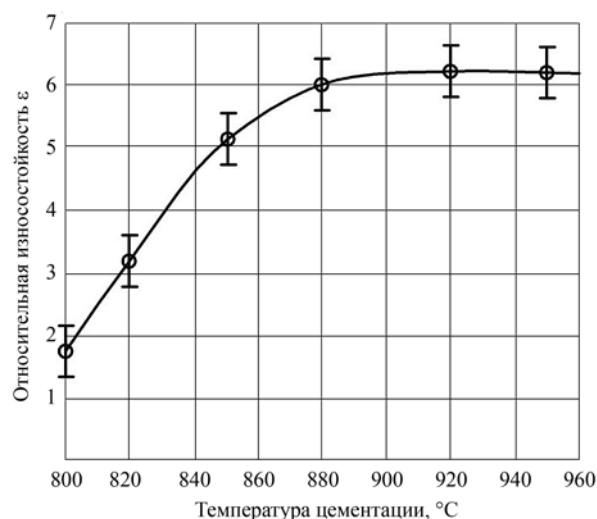


Рис. 2. Зависимость относительной износостойкости стали 30ХГТ от температуры цементации (закалка во всех случаях с 850 °С, отпуск 200 °С)

постоянном, весьма высоком уровне. Такое влияние температуры обуславливается кинетикой образования карбидной фазы в диффузионном слое стали 30ХГТ при ее интенсивном науглероживании. При повышении температуры цементации на поверхности повышается количество высокотвердых карбидных частиц в структуре, что и отражается повышением абразивной износостойкости.

Что касается стабилизации уровня износостойкости при повышенных (более 910 °С) температурах цементации, то она связана с предельным насыщением диффузионного слоя стали 30ХГТ карбидами (более 90 %). При таком содержании карбидов износостойкость цементированных слоев достигает предельно возможных значений.

Поскольку цементированный слой на поверхности стали 30ХГТ по сути представляет собой композит, состоящий из твердых тонкодисперсных частиц в металлической матрице, то его свойства определяются не только количеством и свойствами карбидов, но и во многом свойствами матрицы. Последние же зависят от режимов послецементационной термообработки (рис. 3).

Температура нагрева под закалку цементированных образцов влияет на их износостойкость в большей или меньшей степени, в зависимости от температуры цементации, предшествующей закалке. При этом наибольшее влияние прослеживается у образцов, цементированных или подвергаемых цементации при пониженной температуре, в структуре диффузионных слоев которых содержится относительно небольшое количество карбидов. Соответственно, твердорастворная матрица занимает больший объем в структуре и оказывает на закаливаемость заметное влияние. Очевидно, что максимальная износостойкость наблюдается при

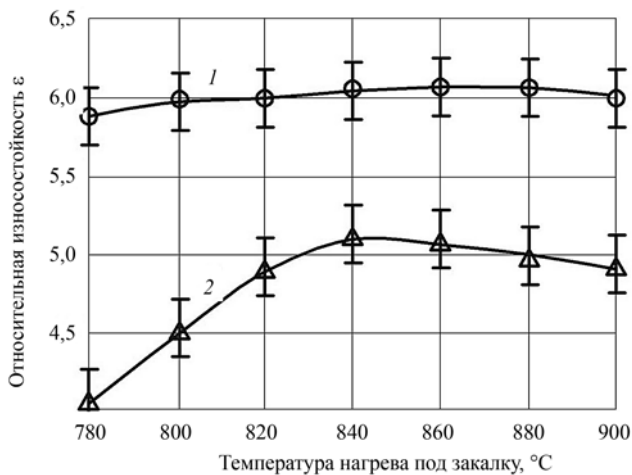


Рис. 3. Зависимости относительной износостойкости диффузионных слоев стали 30ХГТ от температуры нагрева под закалку (температура отпуска 150 °С) при различных температурах цементации:

1 — температура цементации 920 °С; 2 — температура цементации 850 °С

наличии в диффузионном слое твердой мартенситной матрицы, которая получается в результате закалки с температуры 840...860 °С. Некоторое понижение износостойкости у образцов, закаленных с температуры выше 860 °С, объясняется наличием в структуре диффузионного слоя некоторого количества остаточного аустенита и уменьшением количества твердой фазы за счет интенсивного растворения карбидов при повышенных температурах.

Изложенное выше относится к образцам из стали 30ХГТ, цементированным при пониженных температурах, когда в диффузионных слоях имеется относительно небольшое количество карбидов и заметный объем занимает матрица. Например, в результате цементации при 850 °С (6 ч) на поверхности стали образуется примерно 50 % мелкодисперсной карбидной фазы (и соответственно, 50 % твердого раствора), в то время как цементация при 920 °С приводит к образованию почти сплошной зоны (85...95 %) зернистого цементита.

Последняя структура не воспринимает закалку, так как практически не содержит твердого раствора (см. рис. 3, кривая 1). Некоторое изменение износостойкости стали, цементированной при 920 °С, при изменении температуры нагрева под закалку обуславливается изменением твердости слоя, расположенного ниже карбидосодержащей зоны, а общая износостойкость обусловлена твердостью карбидов, сравнимой с твердостью абразивных частиц.

Влияние температуры отпуска цементированных образцов из стали 30ХГТ на их износостойкость (рис. 4) зависит от температуры цементации, т. е. от содержания карбидной фазы в диффузионных слоях. Температура отпуска закаленных диффузионных слоев, полученных в результате цементации при 920 °С,

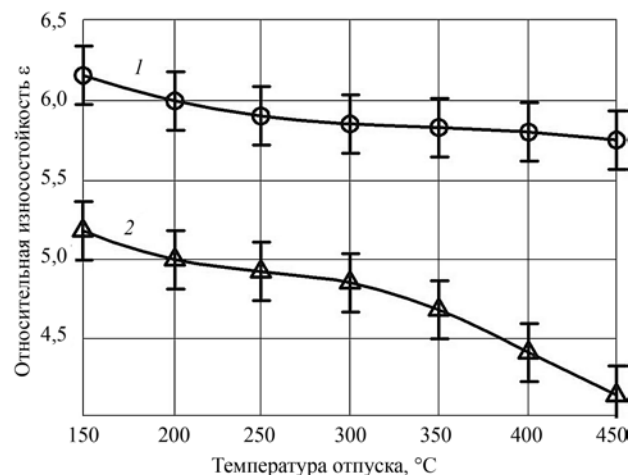


Рис. 4. Зависимости относительной износостойкости диффузионных слоев цементированной и закаленной (850 °С в масле) стали 30ХГТ от температуры отпуска:

1 — температура цементации 920 °С; 2 — температура цементации 850 °С

практически не оказывает влияния на износостойкость (рис. 4, кривая 1) по тем же причинам, что и температура нагрева под закалку, т. е. из-за высокого содержания карбидов. Если цементация не обеспечивает достаточно высокого насыщения стали карбидами, как, например, при 850 °С, то температура отпуска после закалки влияет на ее износостойкость весьма заметно (рис. 4, кривая 2).

Анализируя полученные данные, можно сделать вывод, что максимальную износостойкость стали 30ХГТ можно получить путем ее цементации при повышенной температуре (более 920 °С). Учитывая, что закалка и отпуск после цементации оказывают на износостойкость весьма незначительное влияние, для цементированных по такому режиму изделий можно применить отпуск при повышенных температурах (вплоть до 400...450 °С), что, не снижая износостойкости, должно значительно повысить их ударную вязкость.

Для исследования влияния цементации и послецементационной обработки на ударную вязкость были изготовлены стандартные образцы (ГОСТ 9454—78) и упрочнены по исследуемым режимам. Цементированные образцы (без надреза) испытывались на ударный изгиб на маятниковом копре МК-30 (не менее трех образцов на каждый режим). Результаты испытаний представлены на рис. 5 и 6.

Анализируя полученные экспериментальные данные, можно сделать вывод, что решающее влияние на ударную вязкость стали 30ХГТ оказывает температура цементации. Повышение этой температуры всего на 70 °С (с 850 до 920 °С) приводит к снижению ударной

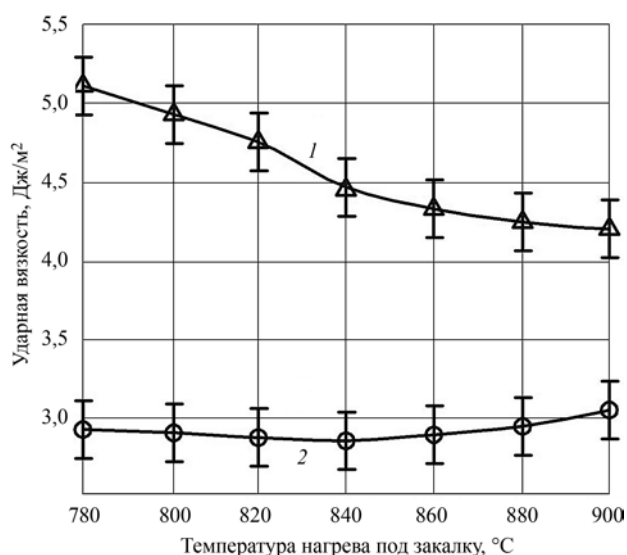


Рис. 5. Зависимости ударной вязкости от температуры нагрева под закалку стали 30ХГТ, цементированной при различных температурах (отпуск во всех случаях при 200 °С):

1 — температура цементации 850 °С; 2 — температура цементации 920 °С

вязкости образцов более чем в 1,5 раза. Это является следствием различия в карбидных структурах диффузионных слоев, формирующихся при различных температурах (см. рис. 1). Практически сплошной слой хрупких карбидов на поверхности стали, цементированной при температуре 920 °С, играет роль острого разреза на образце и значительно снижает его сопротивление ударному изгибу. У образцов, цементированных при температуре 850 °С, значительную часть объема диффузионного слоя занимает относительно вязкая матрица, что приводит к увеличению ударной вязкости. Изменяя режимы закалки и отпуска цементированных образцов, можно изменять твердость и фазовый состав матрицы и тем самым изменять ударную вязкость цементированных образцов. Особенно интенсивно на эту характеристику влияет температура отпуска (см. рис. 6).

Поскольку высокий уровень износостойкости слоев на стали 30ХГТ сочетается с весьма низкой ударной вязкостью, для штампового инструмента необходимо выбрать такие режимы обработки, при которых обе эти характеристики имели бы достаточно высокий уровень, чтобы успешно сопротивляться изнашиванию и динамическим нагрузкам.

Для оптимизации упрочняющей обработки штампов представляется целесообразным ввести некоторую комплексную характеристику, учитывающую одновременно износостойкость и ударную вязкость цементированной стали. Такой характеристикой может быть показатель работоспособности, который можно представить формулой

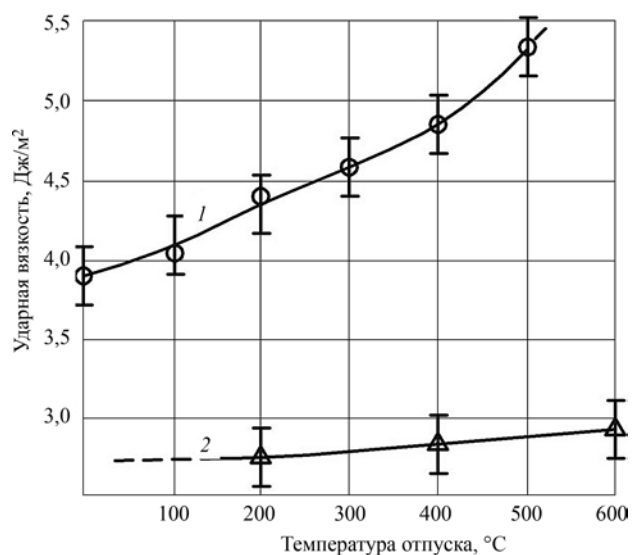


Рис. 6. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость закаленной стали (850 °С в масле), цементированной при различных температурах:

1 — температура цементации 850 °С; 2 — температура цементации 920 °С

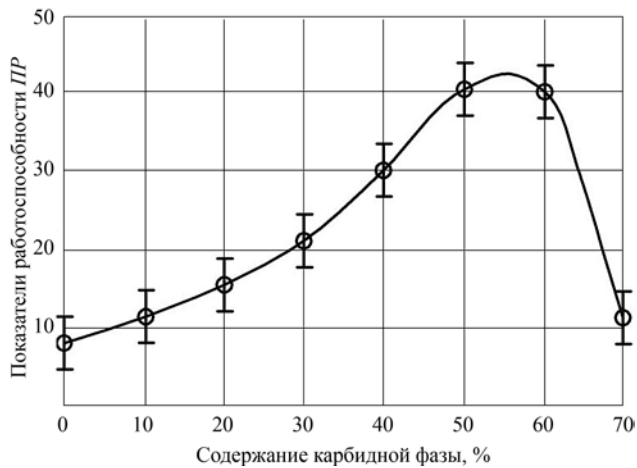


Рис. 7. Зависимость показателя работоспособности цементованной стали 30ХГТ от содержания карбидов в диффузионном слое

$$ПР = kКС\varepsilon,$$

где k — размерный коэффициент, $\text{м}^2/\text{Дж}$; $КС$ — ударная вязкость; ε — относительная износостойкость.

Этот показатель работоспособности будет зависеть в основном от содержания карбидной фазы в диффузионном слое цементованной стали 30ХГТ. На рис. 7 показана зависимость показателя работоспособности $ПР$ цементованной стали 30ХГТ от содержания карбидов в ее диффузионных слоях, построенная по результатам описанных выше экспериментальных исследований. Можно видеть, что наивысшую работоспособность, а именно высокую износостойкость в сочетании с удовлетворительной ударной вязкостью,

имеют цементованные слои, содержание карбидной фазы в которых составляет 50...60 %. Режимы упрочняющей обработки штампов из стали 30ХГТ (как, впрочем, и из других подобных сталей) должны выбираться такими, чтобы обеспечивалось получение оптимального количества карбидной фазы в структуре поверхностных слоев.

Заключение

Изложенные выше результаты экспериментальных исследований поверхностного упрочнения конструкционной легированной стали 30ХГТ показывают возможность применения данной стали, цементованной в пастообразном карбюризаторе, в качестве инструментальной стали. Такой вид термохимической обработки позволит значительно снизить себестоимость изготовления штампового инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Поздняк Л.А., Скрытченко Ю.М., Тишаев С.И. Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. 244 с.
2. Пат. на изобретение № 2501884. Способ нитроцементации деталей из штамповых сталей (РФ)/Н.А. Костин, Е.В. Трусова, В.И. Колмыков. Патентообладатель ФГБОУ ВПО КГУ БИ № 35. 2013.
3. Костин Н.А., Трусова Е.В. Нитроцементация сталей 40Х13 и 40Х5МФС для повышения стойкости режущего инструмента // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: Материалы Междунар. науч.-техн. конф. СПб.: Изд-во Политехнического ун-та, 2014. С. 90—92.



В.В. Любимов, М.С. Саломатников
(Тульский государственный университет)
E-mail: lvv@tsu.tula.ru

Электроды-инструменты с двухслойными медными покрытиями на полимерных прототипированных оправках для электрофизико-химического формообразования

Разработаны варианты технологий изготовления электродов-инструментов на основе двухслойных медных покрытий и полимерных оправок, полученных методом быстрого прототипирования, для электрофизико-химической микрообработки труднообрабатываемых материалов. Предложены условия и схемы процесса меднения полимерных оправок. Приведены результаты экспериментальных исследований толщины формируемых покрытий, их рельефа и структуры, термической стойкости, триботехнических испытаний. Представлены результаты испытаний изготовленных электродов-инструментов при электрофизико-химической обработке на примере микрообработки кремния.

Ключевые слова: многослойные покрытия, меднение, полимеры, быстрое прототипирование, осаждение, структура поверхности, кремний, электрохимическая и электроэрозионная обработка.

Developed technology options electrode fabrication tools based on two-layer copper coatings and polymer mandrels produced by rapid prototyping for electrophysics-chemical micromachining difficult materials. The conditions and the copper plating process scheme polymer mandrels. The experimental results of the thickness of the formed coatings, their topography and structure, thermal stability, tribological tests. The results of tests made by the electrodes-tools in electrophysics-chemical processing, the example of silicon micromachining.

Keywords: multilayer coatings, copper plating, polymers, rapid prototyping, precipitation, topography and surface structure, silicon, electrochemical and electrodischarge machining.

Введение

Расширение номенклатуры выпускаемой продукции в машиностроительном производстве, вызванное разработкой новых приборов и деталей машин, обусловило необходимость более широкого применения электрофизико-химических методов обработки и создания принципиально новых обрабатывающих инструментов. Разработка новых методов изготовления электродов-инструментов (ЭИ) для электрофизико-химической микрообработки сложных полостей, в частности для электрохимической и электроэрозионной обработок, является сложной задачей, а также довольно дорогостоящим и энергозатратным процессом.

Одним из решений поставленной задачи является создание ЭИ на основе двухслойных металлических покрытий на полимерных оправках. Полимерные оправки можно изготавливать методами механического резания и с использованием развивающихся технологий быстрого прототипирования (Rapid Prototyping — RP, БП). Технологии быстрого прототипирования имеют ряд преимуществ. Временные и материальные затраты сводятся к минимуму по сравнению с изготовлением резанием и, что самое главное, при изготовлении по указанной технологии имеется возможность создания микроэлементов со сложным геометрическим обликом. Точность размеров и качество поверх-

ностей полимерных оправок, полученных методом быстрого прототипирования, может достигать порядка 5 мкм, например, при использовании технологии стереолитографии [1].

Известны работы по металлизации полимерных деталей, полученных методом быстрого прототипирования [2—4]. Часть работ посвящена исследованию возможности использования полимерных прототипированных оправок для изготовления ЭИ на основе металлических покрытий и описанию технологии их создания [2]. Проводились исследования по выявлению стойкости металлического покрытия под действием электрического тока в условиях электрофизико-химической обработки (ЭФХО) [3]. Однако в указанных исследованиях уделялось недостаточное внимание наиболее рациональным технологиям создания первоначального электропроводного слоя на полимерных оправках в зависимости от сложности их геометрического облика. Кроме того, было проведено недостаточное количество исследований структуры и рельефа покрытий как до, так и после ЭФХО для оценки влияния параметров шероховатости ЭИ на качество формируемых поверхностей. Недостаточное количество работ было посвящено исследованию термической стойкости ЭИ к изменению рабочей среды (электролит, диэлектрик). Также необходимо проведение триботехнических испытаний покрытий, так как, например,

при использовании импульсно-циклических схем обработок с касанием ЭИ поверхности обрабатываемой заготовки поверхность ЭИ испытывает определенные нагрузки.

Цель работы — разработка технологии создания электродов-инструментов с двухслойными металлическими покрытиями на полимерных оправках и оценка их работоспособности (на примере микрообработки кремниевых заготовок).

Методика проведения исследований

Создание полимерных оправок. Для создания полимерных оправок использовался метод стереолитографии (SLA), основанный на отверждении фотополиме-

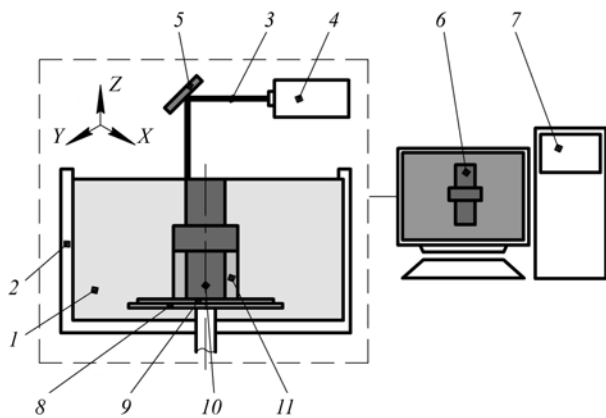


Рис. 1. Схема быстрого прототипирования полимерных оправок по технологии SLA:

1 — фотополимеризующая композиция; 2 — резервуар; 3 — лазерный луч; 4 — генератор лазерного излучения; 5 — система фокусировки; 6 — 3D-модель изделия; 7 — персональный компьютер; 8 — платформа; 9 — структура поддержки; 10 — модель (оправка); 11 — структура поддержки изделия

ризуемой композиции (ФПК) под действием иницируемого лазерного излучения [5]. В качестве материала ФПК использовались эпоксидные композиции. Схема изготовления полимерных оправок приведена на рис. 1.

3D-модель оправки 6 (рис. 1) предварительно проектировали в CAD-системе персонального компьютера 7 и затем с помощью лазерного луча 3 и систем фокусировки 5 осуществляли построение физической модели оправки.

Для выявления наиболее рационального метода формирования первоначального металлического слоя на полимерных оправках с учетом сложности их геометрического облика было предложено использовать технологии вакуумной и химической металлизации изделий. Для этого с использованием технологии прототипирования SLA был изготовлен ряд образцов оправок, имеющих простой геометрический облик, и дополнительно с использованием технологии термического укладывания полимерной нити (FDM) изготовлены оправки с комплексным геометрическим обликом (варианты оправок приведены в табл. 1).

Перед металлизацией проводили исследование структуры поверхности оправок с использованием оптической микроскопии для прогнозирования структуры покрытий.

Процесс получения покрытий. Для металлизации прототипированных оправок была разработана методика формирования покрытий в два этапа:

- 1) формирование первоначального металлического слоя с помощью методов вакуумной или химической металлизации;
- 2) гальваническая металлизация в целях получения требуемой толщины технологического слоя и параметров поверхности покрытия.

В качестве материала металлических слоев, как первоначального электропроводящего, так и ос-

Таблица 1

Варианты изготовленных полимерных прототипированных оправок

Тип геометрического облика оправки	Схематическое изображение	Поперечное сечение оправки	Описание
Простой			Полимерная оправка, имеющая простую форму, состоящую из условно гладких поверхностей. d — диаметр рабочей части ЭИ (2500 мкм)
Комплексный			Полимерная оправка, представляющая собой пространственную деталь из столбчатых элементов. Элементы могут иметь волнистую поверхность. h — высота элементов (10 000 мкм); T — расстояние между осями элементов (2000 мкм)

новного слоя, для всех образцов и методов обработки применялась медь марки М1 (99,95 % чистоты, ГОСТ 859—2001). Медь обладает рядом преимуществ перед другими металлами по электро- и теплопроводности и хорошо осаждается гальваническим путем [6].

При вакуумной металлизации полимерных оправок первоначальный слой меди наносили магнетронным распылением на модифицированной промышленной установке ВУ-2МБС, в которой вместо катодного узла была встроена магнетронная распылительная система. Предварительно оправки подвергали активации ионами Ag^+ для создания условий возникновения активных центров роста покрытия и, как следствие, формирования покрытий с высокой адгезией. Сила тока нагрузки дуги при распылении мишени составляла 6 А; напряжение на магнетроне — 350...450 В; давление в вакуумной камере — $(5...8) \cdot 10^{-2}$ Па; время обработки — 5 мин.

Химическую металлизацию прототипированных оправок осуществляли в несколько стадий, по методике, указанной в ГОСТ 9.313—89, которая включала [6]:

1) обезжиривание в бензине-растворителе (БР-1 ТУ 38.401-67-108—92);

2) травление поверхности в растворе CrO_3 (5 г/л), H_2SO_4 (1400 г/л) при температуре $T = 50...60$ °С;

3) нейтрализацию раствором $Na_2S_2O_3$ (25...50 г/л) при комнатной температуре;

4) сенсибилизацию (осаждение первичного слоя олова (II) толщиной от нескольких долей до сотен нанометров) в растворе $SnCl_2 \cdot 2H_2O$ (10 г/л) при комнатной температуре;

5) активацию (создание каталитически активной поверхности для последующего осаждения ионов металла покрытия) в растворе $PdCl_2 \cdot 2H_2O$ (1,46 г/л), HCl концентрированной (16,8 мл/л) при комнатной температуре;

6) сушку поверхностей изделия в резистивной печи при $T = 40$ °С (15 мин);

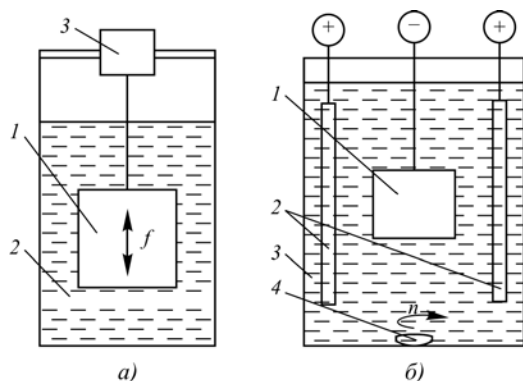


Рис. 2. Схемы меднения полимерных оправок:

а — химическое меднение (1 — оправка; 2 — ванна с водным раствором; 3 — вибратор; f — частота вибрации оправки); б — гальваническое меднение (1 — оправка; 2 — электрод; 3 — ванна с электролитом; 4 — магнитная мешалка; n — частота вращения магнитной мешалки)

7) меднение в растворе $Cu_2SO_4 \cdot 5H_2O$ (5 г/л), калий-натрий тертрат (25 г/л) с добавлением 10 % $NaOH$ до $pH = 12...13$. Время осаждения медного покрытия для всех образцов составляло 15 мин. В ходе меднения оправки вибрировали с частотой $f = 5$ Гц для удаления образующихся на поверхности пузырьков водорода (рис. 2, а), что способствовало получению равномерного медного слоя.

Гальваническую металлизацию образцов оправок с нанесенным первоначальным слоем меди осуществляли по схеме, указанной на рис. 2, б, при следующих режимах:

электролит меднения $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ — 180 г/л; H_2SO_4 — 40 г/л; H_3BO_3 — 40 г/л;

плотность технологического тока 1 А/дм² — в течение первых 30 мин меднения, в последующем увеличение до 2 А/дм² для увеличения скорости роста покрытия;

температура электролита 20 °С;

время меднения для всех образцов — 90 мин.

После нанесения первоначального слоя меди с помощью оптической микроскопии анализировали поверхность электродов-инструментов на наличие зон, где формирование слоя меди не осуществлялось, для каждого типа оправок и метода их металлизации.

Так как режимы формирования двухслойных покрытий были идентичны для обоих типов прототипированных оправок, дальнейшие исследования параметров покрытий, таких, например, как толщина, шероховатость, а также термической стойкости электродов-инструментов, рельефа и структуры поверхности, триботехнические испытания и ЭФХО проводили с использованием оправок, имеющих геометрический облик простого типа (см. табл. 1).

Методика исследования различных параметров покрытий. Толщину металлических слоев для каждого из указанных методов металлизации исследовали с использованием следующих методик:

1. При вакуумной металлизации вместе с образцами прототипированных оправок в камеру помещали образцы-свидетели (керамические пластины из ситалла), совместно закрепленные зажимом [7], предварительно обезжиренные в бензине БР-1 и спирте. После металлизации пластины разъединяли и с помощью нанопрофилографа-профилометра ES1700 alfa (Япония) производили измерение толщины порожка — металлического слоя.

2. Часть поверхности химически металлизированной оправки подвергали травлению в растворе 40 % HNO_3 , после чего с помощью нанопрофилографа-профилометра ES1700 alfa измеряли толщину порожка — металлического слоя.

3. Для оценки толщины покрытия, полученного гальваническим методом металлизации, применяли микрошлифы электродов-инструментов с металличе-

ским слоем и в дальнейшем с помощью оптического инструментального микроскопа БМИ-1, оснащенного устройством цифровой индикации, производили измерение толщины металлического слоя.

Исследование параметров шероховатости поверхности металлизированных электродов-инструментов осуществляли с использованием нанопрофилографа-профилометра ES1700 alfa.

Анализ наношероховатости рабочей части прототипированной оправки с двухслойным покрытием медью проводили с использованием сканирующего зондового микроскопа (СЗМ) фирмы NT-MDT Nanoeducator. Область сканирования составляла 30×30 мкм в трех точках поверхности рабочей части электрода-инструмента.

Оценку рельефа и описание структуры покрытия на прототипированных оправках осуществляли с применением оптического микроскопа CarlZeiss ZM 6/50 и сканирующего зондового микроскопа Nanoeducator.

В ходе проводимых исследований требовалось получить данные о микро- и нанорельефе рабочей части поверхности медного покрытия ЭИ, произвести оценку геометрических параметров поверхностного слоя и дать рекомендации по возможным методам повышения качества медного покрытия ЭИ.

Для оценки стойкости электродов-инструментов к термическим воздействиям их выдерживали в резистивной печи модели СНВС-4,5.4,5.4/3 И1 при температурах 50; 60; 70; 80; 90; 100; 110 °С в течение 20 мин для каждого значения температуры. После каждой выдержки в печи анализировали жесткость полимерной оправки и целостность металлического слоя/слоев для каждого из указанных методов металлизации.

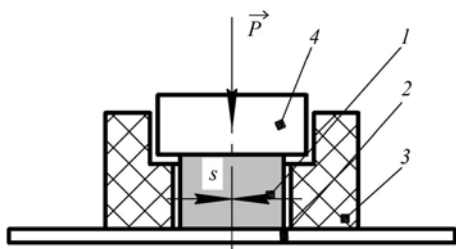


Рис. 3. Схема исследования триботехнических характеристик покрытий:

1 — электрод-инструмент; 2 — кремниевая пластина; 3 — держатель; 4 — нагрузка (\vec{P}); s — направления перемещения

Испытания покрытий оправок на износостойкость к механическим воздействиям осуществляли по схеме, приведенной на рис. 3. Металлизированный образец 1 в виде таблетки с покрытием устанавливали на кремниевую пластину 2. Предварительно изготовили образцы в виде полимерных таблеток (3 шт.), на которые в последующем наносили покрытия каждым из указанных методов. Таблетку помещали в держатель 3, выполненный в виде кольца к ней в дальнейшем прикладывали нагрузку 4 весом $P = 0; 0,098; 0,196$ Н. После прикладывания нагрузки производили перемещения s таблетки с нагрузкой за счет обратнопоступательного движения держателя. Число циклов перемещения держателя по поверхности кремниевой пластины составило 50 для каждого покрытия и прикладываемой нагрузки.

После ряда испытаний на износостойкость трением образцы исследовали с использованием оптического микроскопа БМЦ-1, определяя среднюю площадь истирания поверхности.

Методика ЭФХО с применением ЭИ на основе полимерных оправок. Обработка с применением электродов-инструментов на основе полимерных оправок с двухслойным покрытием медью исследовалась в режимах электрохимической и электроэрозионной микрообработки (ЭХО, ЭЭО). Использовали импульсно-циклические схемы подачи ЭИ, без его вращения. В качестве материала заготовки использовали кремний p -типа в виде пластины толщиной 550 мкм. Формообразование осуществляли по методике, разработанной на кафедре “Электро- и нанотехнологии” ТулГУ, на экспериментальном оборудовании. Условия проведения исследований приведены в табл. 2.

При исследовании оценивали стойкость и износ разработанных электродов к воздействию электрического тока в условиях ЭФХО. Проводили анализ изменения структуры поверхности с применением оптической и зондовой микроскопии.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование создания полимерных оправок. Анализ точности размеров и качества поверхности образцов показал, что прототипированные оправки, полученные с использованием технологии SLA, имеют отклонение размеров около 20...30 мкм, в то время как

Таблица 2

Условия ЭФХО с применением ЭИ на основе полимерных оправок

Вид обработки	Рабочая среда	Время обработки, мин	Напряжение, В	Скважность	Длительность импульсов (пакета), мкс	Длительность импульса в пакете, мкс
ЭХО	20 % HF	17	12	1	40	1...5
ЭЭО	Керосин	25	90...120	3...5	1000	1

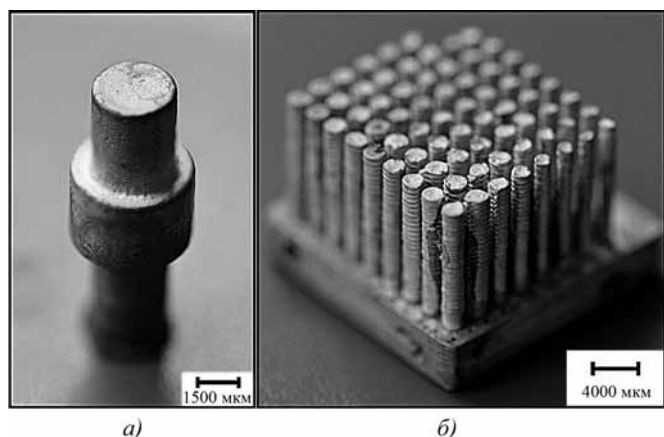


Рис. 4. Образцы электродов-инструментов:
a — простой; *б* — комплексный

образцы, полученные по технологии FDM, — 150...200 мкм. Среднее значение шероховатости поверхности *Ra* составляет 1,3 мкм для первого образца — с простым геометрическим обликом, полученного с использованием технологии SLA, металлизированного вакуумным и гальваническими методами (рис. 4, *a*); 15 мкм для второго образца — со сложным геометрическим обликом, полученного с использованием технологии FDM, металлизированного химическим и гальваническими методами (рис. 4, *б*).

Исследование ЭИ и параметров покрытий. После формирования первоначального слоя меди на прототипированных оправках различного типа с использованием методов магнетронной и химической металлизации было установлено, что при химическом меднении формирование покрытия осуществляется по всей поверхности оправки. При вакуумной металлизации оправки с комплексным геометрическим обликом (рис. 4, *б*) наблюдались неравномерное нанесение покрытия и его частичное отсутствие, что можно объяснить экранированием потока напыляемых частиц элементами оправки. Однако при вакуумной металлизации оправки с простым геометрическим обликом (рис. 4, *a*) формиро-

вание покрытия осуществлялось по всей поверхности, как и в случае химического меднения, но при более высокой производительности (возросла примерно в 8 раз).

На рис. 5 представлены изображения микрошлифа электрода-инструмента с двухслойным покрытием (рис. 5, *a*), поверхность прототипированной оправки (рис. 5, *б*) и поверхность гальванического покрытия на электроде-инструменте (рис. 5, *в*). При гальванической металлизации наблюдается формирование покрытия на всей поверхности оправок, что говорит о целесообразности применения указанной методики.

Исследования показали, что толщина покрытия на поверхности прототипированных оправок составляет до 0,1 мкм после магнетронной металлизации; до 0,9 мкм после химической металлизации; до 40 мкм после гальванического меднения (рис. 5, *a*).

Анализ поверхности прототипированной оправки показал, что на ней имеются микропоры размером от 5 до 35 мкм. После формирования двухслойного покрытия также наблюдалось наличие микропор размером от 5 до 40 мкм, что говорит о повторяемости структуры поверхности оправки после металлизации. Однако после нанесения покрытий наблюдалось увеличение глубины микропор и шероховатости поверхности *Ra* с 1,3 до 1,8 мкм. Такое изменение структуры поверхности характерно для используемых условий нанесения медного покрытия (сернокислый электролит, 50...70 г/л H_2SO_4). Для снижения шероховатости поверхности покрытия предлагается использовать при гальванической металлизации электролиты типа “блестящая медь” и реверсированные импульсы тока.

Исследование наносероховатости рабочей части ЭИ показало, что химически осажденное покрытие меди (рис. 6, *a*) характеризуется образованием зерен меди размером от 1 до 2 мкм, которые отделены друг от друга малоугловыми границами (рис. 6, *б*). На основании полученных значений толщины и средней линии профиля структуры покрытия (рис. 6, *в*) можно сделать вывод, что зерна меди имеют чешуйчатую форму. Схожий характер имеет покрытие гальваническая медь, где размер зерен составлял от 1 до 6 мкм (рис. 6, *б*).

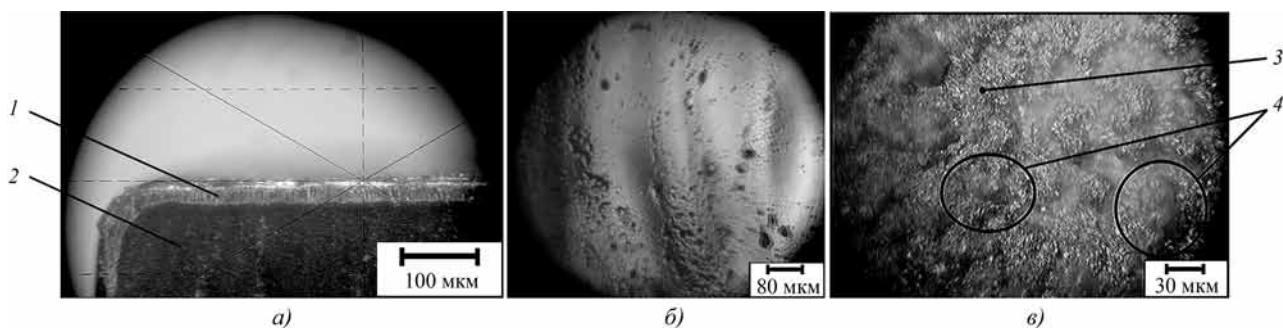


Рис. 5. Изображения микрошлифа ЭИ, поверхности прототипированной оправки и покрытия:
a — микрошлиф ЭИ; *б* — поверхность прототипированной оправки до металлизации; *в* — поверхность гальванического покрытия (медь); 1 — двухслойное покрытие; 2 — полимер; 3 — участки поверхности без микропор; 4 — микропоры

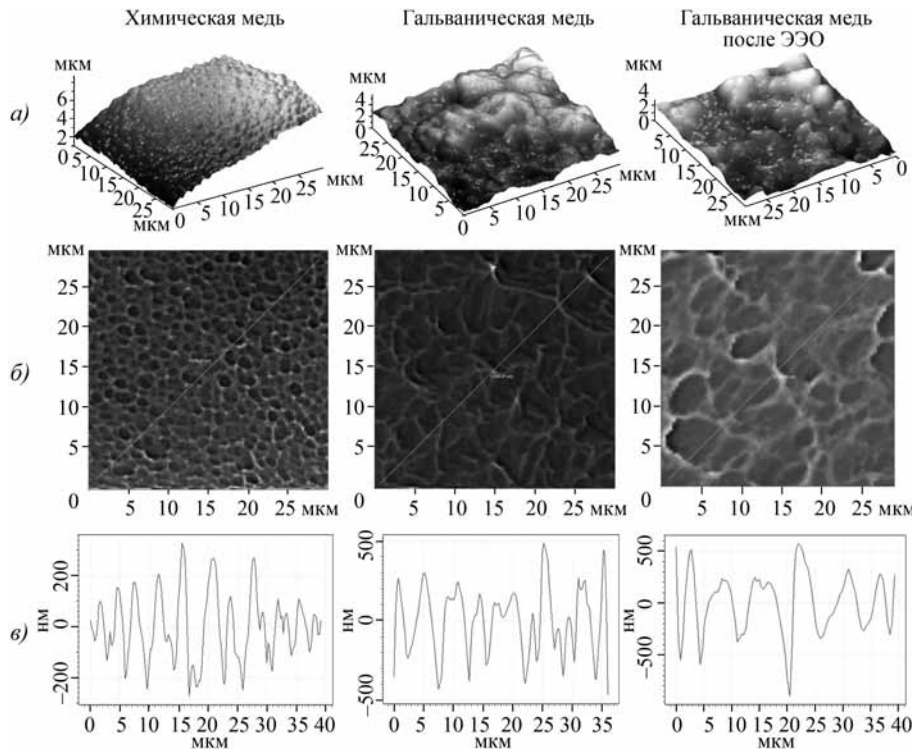


Рис. 6. СЗМ-изображения поверхности покрытия рабочей части ЭИ: *a* — 3d-изображения поверхности; *б* — топографии поверхности; *в* — средняя линия профиля сечения

С помощью программного продукта Image Analysis, разработанного фирмой NT-MDT для анализа СЗМ-изображения и статистических параметров поверхности, установлено, что среднее значение шероховатости Ra поверхности покрытия, полученное по результатам замеров в трех произвольных точках рабочей части ЭИ, составило 0,5 мкм для химической меди; 0,9 мкм для гальванической меди; 0,7 мкм для гальванической меди после ЭХО.

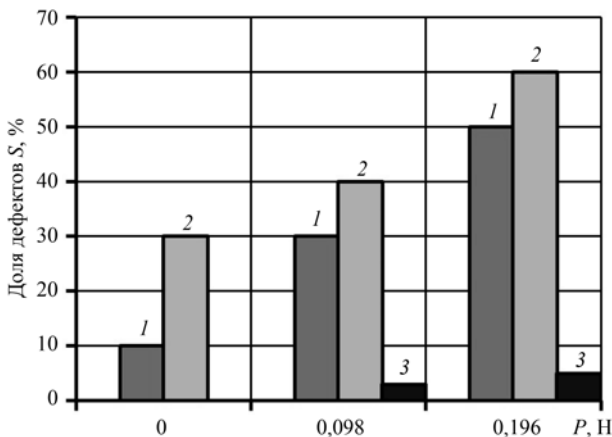


Рис. 7. Гистограмма доли дефектов на поверхности медного покрытия после триботехнических испытаний для различных покрытий и нагрузок:

1 — химическое покрытие; 2 — вакуумное покрытие; 3 — гальваническое покрытие

Исследования термической стойкости электродов-инструментов позволили отметить следующее: при температуре выдержки в печи, равной 80 °С, происходит разрушение целостности первоначального слоя меди в результате термического расширения полимерной оправки; при температуре около 90 °С — потеря жесткости крепежной части ЭИ; при температуре 105 °С — образование трещин в гальваническом покрытии меди.

На рис. 7 представлены результаты триботехнических испытаний покрытий, где S — доля дефектов на поверхности покрытия; P — прикладываемая нагрузка. Анализ полученных данных (рис. 7) позволил установить, что покрытие меди, полученное вакуумной металлизацией, в наибольшей степени подвержено износу. Это можно объяснить малой толщиной покрытия — до 100 нм. Гальваническое покрытие практически не подвергалось разрушению.

Исследование ЭФХО с применением ЭИ. Испытания электродов-инструментов с двухслойным покрытием медью на прототипированных оправках показали, что при указанных параметрах покрытия и методиках формообразования возможно осуществлять обработку разработанными ЭИ труднообрабатываемых материалов. При ЭХО не наблюдалось разрушения материала покрытия, в то время как при ЭЭО покрытие испытывало незначительный износ.

Глубина полученных полостей в кремневых заготовках составила до 200 мкм после ЭХО; до 100 мкм после ЭЭО (рис. 8). Установлена высокая степень копирования поверхности ЭИ при обработке по указанной методике.

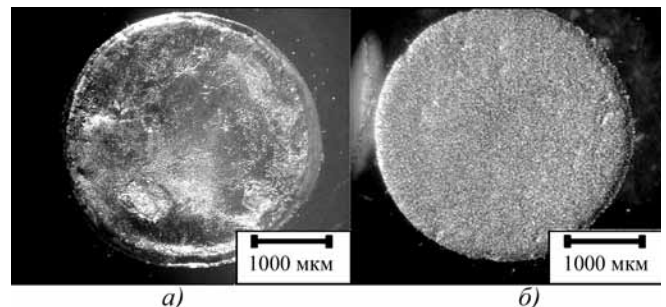


Рис. 8. Общий вид полостей в кремнии: *a* — после ЭХО (глубина полости 200 мкм); *б* — после ЭЭО (глубина полости 100 мкм)

Разработанные технологии рекомендуется применять для создания ЭИ с общей площадью поверхности рабочей части до 5 см², так как при больших площадях при обработке покрытие будет испытывать высокие электрические нагрузки.

Выводы

Разработаны варианты технологий металлизации прототипированных оправок путем нанесения медных покрытий в два этапа металлизации для создания электродов-инструментов. Выявлено, что использование технологии SLA для изготовления оправок позволяет получать изделия с высокими точностью размеров (порядка 5 мкм) и качеством поверхностей.

Установлено, что для металлизации оправок со сложным геометрическим обликом целесообразнее использовать технологию химического нанесения покрытий, при простом геометрическом облике оправки — вакуумную металлизацию.

Разработаны опытные образцы ЭИ на основе двухслойных медных покрытий на прототипированных оправках с различным геометрическим обликом. Толщина двухслойного покрытия составила 40 мкм. Показано, что формирование химических и гальванических покрытий осуществляется путем образования зерен меди размером от 1 до 6 мкм.

Поверхность прототипированной оправки имеет пористую структуру, что сказывается на морфологии покрытий и при последующем формообразовании разработанными ЭИ.

Показано, что в условиях термической нагрузки 80...105 °С происходит разрушение покрытия и основы ЭИ, что говорит об ограничениях температур последующего применения оправок. Триботехнические испытания показали достаточную износостойкость гальванических покрытий к механическим воздействиям, например, при импульсно-циклических схемах обработки с касанием электродов-инструментов поверхности заготовки.

Показано, что при электроэрозионном формообразовании по указанной методике происходит частичное разрушение покрытия, шероховатость поверхности *Ra* снижается с 0,9 до 0,7 мкм, однако ЭИ при этом не теряет функциональных возможностей и может использоваться повторно. Получены лунки в кремниевых заготовках глубиной до 100 и 200 мкм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ли Кунву.** Основы САПР (CAD/CAM/CAE). СПб.: Питер, 2004. 560 с.
2. **Bocking C.E., Rennie A., Bennett G.R.** Relationship Between Wall Thickness and Erosion Depth of Thin Walled Electroformed EDM Electrodes Produced from RP Models. 11th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2000). University of Texas at Austin, 2000. P. 469—477.
3. **Kechagias J., Iakovakis V., Katsanos M., Maropoulos S.** Rapid electrode manufacture using stereolithography models — a state of the art. Technological Educational Institute of Larissa, Greece. RECENT. Vol. 9. №. 1 (22), March, 2008. P. 35—44.
4. **Meshram D., Puri Y.** EDM Electrodes Manufacturing Using Rapid Tooling Concept / International Journal of Engineering Research and Development. Iss. 4. 2012. №. 3. P. 58—70.
5. **Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко.** М.: Физматлит, 2009. 664 с.
6. **Саломатников М.С., Любимов В.В.** Формирование медных покрытий на полимерных изделиях, полученных методом быстрого прототипирования // Известия вузов. Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Вып. 8. Тула: Изд-во ТулГУ, 2013. С. 348—355.
7. **Любимов В.В., Иванов А.В., Саломатников М.С.** Магнетронное нанесение покрытий нанометровой толщины на материалы рулонного типа в среде аргона // Высокие, критические электро- и нанотехнологии: Сб. трудов. Тула, 2013. С. 79—88.



Л.Г. Петрова, В.А. Александров, А.Ю. Малахов, А.Е. Перекрестов
(Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ))
E-mail: petrova_madi@mail.ru

Интенсификация процесса азотирования конструкционной низкоуглеродистой стали путем формирования каталитической пленки оксида меди*

Разработан способ поверхностного упрочнения конструкционной низкоуглеродистой стали, заключающийся в азотировании с предварительным формированием тонкой пленки оксида меди в качестве катализатора диссоциации аммиака и диффузионных процессов. Установлено каталитическое воздействие пленки оксида меди, ускоряющее процесс формирования диффузионного слоя и отдельных его участков. Так, толщина нитридного слоя ϵ -фазы на поверхности низкоуглеродистой стали увеличивается по сравнению с классическим азотированием примерно в 4,7 раза, общая толщина диффузионного слоя — в 2 раза. Скорость роста нитридного слоя тем выше, чем больше толщина каталитической пленки; в стали 08U с увеличением толщины пленки от 1,5 до 6,5 мкм нитридный слой растет от 10 до 70 мкм. Толщина пленки оксида меди регулируется продолжительностью процесса ее осаждения из раствора медного купороса. Формирование протяженной нитридной зоны ϵ -фазы способствует повышению коррозионной стойкости стали при испытании в солевом тумане, которое достигает до четырех раз по сравнению с коррозионной стойкостью образца, подвергнутого классическому азотированию.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, азотирование, катализатор, диффузия, твердость, износостойкость, коррозионная стойкость.

A method of surface hardening a structural of low carbon steel, comprising nitriding preliminary formation of a thin a layer of copper oxide as a catalyst for the ammonia dissociation and diffusion processes is developed. The catalytic effect of copper oxide layer, accelerates the formation of the diffusion layer and its individual plots is found; so that the thickness of the nitride ϵ -phase layer on the surface of low carbon steel is increased compared to conventional nitriding about 4.7 times the total thickness of the diffusion layer — 2 times. The growth rate of the nitride layer is higher, the greater the thickness of the catalyst layer; thus, in steel 08U with increasing layer thickness of 1.5 to 6.5 microns nitride layer increases from 10 to 70 microns. The layer thickness of the copper oxide process is governed by the duration of its precipitation from a solution of copper sulfate. Forming elongated zone nitride ϵ -phase improves the corrosion resistance of steel when tested in salt spray for up to 4 times as compared with the corrosion resistance of the sample treated with the classical nitration.

Keywords: thermochemical treatment, nitriding, catalyst, diffusion, hardness, wear resistance, corrosion resistance.

Введение

В мире современной техники происходит постоянное развитие конструкций машин, узлов и агрегатов вследствие усложнения условий их эксплуатации. В связи с этим к материалам предъявляются новые требования для обеспечения длительной безотказной работы деталей, в том числе в экстремальных условиях.

Одной из основных причин выхода из строя деталей машин является естественный или аномальный износ их трущихся поверхностей. В результате изнашивания деталей снижаются показатели мощности двигателей автомобилей, увеличивается расход горюче-смазоч-

ных материалов, повышается токсичность выбросов отработавших газов, понижаются производительность и тяговые качества транспортных средств. Износ и повреждение поверхностей вследствие износа снижают сопротивление усталости деталей и могут служить причиной их разрушения даже при незначительных концентраторах напряжений и весьма низких номинальных напряжениях. Повышенный износ нарушает нормальное взаимодействие деталей в узлах, может вызвать значительные дополнительные нагрузки, удары в сопряжениях и вибрации, стать причиной внезапных разрушений.

Актуальной задачей является разработка простых, доступных, экономичных и высокоэффективных технологий поверхностного упрочнения металлических материалов в целях получения заданных эксплуатационных свойств в конкретных условиях эксплуатации. В частности, возрастает необходимость совершенствования способов химико-термической обработки, позволяющих повысить износостойкость поверхностей трения и тем самым ресурс работы металлических

* Работа выполнена по проекту № 11.1593.2014/К “Совершенствование теоретико-методологических основ разработки поверхностно-упрочненных конструкционных материалов”, реализуемого МАДИ в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности; отдельные виды работ выполнялись в соответствии с Программой стратегического развития МАДИ на период 2012—2016 гг.

изделий. Новые технологии должны способствовать снижению затрат на технологические процессы обработки материалов путем экономии энергоресурсов и расходных материалов, автоматизации и сокращения длительности процессов.

Низкотемпературные способы химико-термической обработки (ХТО) являются наиболее востребованными методами поверхностного упрочнения в промышленно развитых странах, доля обрабатываемых подобными способами изделий в общем объеме деталей, подвергающихся поверхностному упрочнению, непрерывно растет [1]. К наиболее эффективным методам низкотемпературной ХТО относится азотирование, которое обеспечивает комплекс высоких эксплуатационных свойств обрабатываемых деталей: твердость, износостойкость, противозадирные свойства, теплостойкость, коррозионную стойкость и усталостную прочность [2]. Азотируемые детали имеют весьма малые изменения геометрических параметров, так как процесс проводится при температуре 500...600 °С и не сопровождается фазовыми превращениями, приводящими к увеличению объема изделия. Сравнительно низкие температуры процесса обуславливают меньшие, чем при цементации и закалке, затраты на содержание оборудования. Благодаря высоким показателям эксплуатационных свойств азотирование нашло широкое применение для поверхностного упрочнения деталей авиа- и автомобилестроения, работающих в условиях высоких контактных нагрузок, а также в агрессивных средах.

Одним из основных достоинств азотирования является высокая поверхностная твердость модифицированного слоя, которая у конструкционных легированных сталей может составлять 500...1200 НВ в зависимости от состава стали и температуры обработки. Другим важным свойством азотированной стали является ее высокая износостойкость, которая превышает износостойкость закаленной и цементованной сталей. Высокоазотистая ϵ -фаза на поверхности азотированного изделия обеспечивает хорошее сопротивление износу вследствие повышения прирабатываемости [3].

Для деталей, подвергающихся износу при высоких и средних давлениях, требуется азотированный слой, имеющий развитую нитридную зону с невысоким содержанием азота (до 8 %). Образование на поверхности карбонитридной зоны $\epsilon + \gamma'$ способствует лучшей прирабатываемости трущихся деталей в процессе эксплуатации и понижению коэффициента трения [4]. При этом предпочтительно получать нитридную зону с максимально развитой γ' -фазой, поскольку ее износостойкость в 3 раза выше, чем у ϵ -фазы. Для штампового и режущего инструмента необходим азотированный слой, состоящий только из зоны внутреннего азотирования [5].

Азотированные детали могут успешно эксплуатироваться в коррозионно-агрессивных средах, однако следует учитывать, что хорошей коррозионной стойкостью обладает ϵ и беспористая γ' -фаза. Для обеспечения хорошего сопротивления воздействиям коррозионной среды после азотирования рекомендуется проводить кратковременное оксидирование [6, 7].

Азотирование повышает предел выносливости и контактную прочность на 25...30 % у гладких деталей и более чем на 100 % у деталей с концентраторами напряжений. Это обусловлено возникновением в азотированном слое сжимающих остаточных напряжений. Наибольшие сжимающие напряжения возникают в зонах ϵ - и γ' -фаз, поскольку они имеют больший коэффициент термического расширения, чем α -твердый раствор [8–10].

Таким образом, можно заключить, что для получения тех или иных свойств поверхностного слоя изделия требуется получение определенного фазового состава для данного типа материала. Каждая из фаз азотированного слоя, полученного на конструкционных сталях, обладает своими специфическими свойствами, поэтому свойства азотированного слоя (твердость, износостойкость, коррозионная стойкость, усталостная прочность) определяются его структурой. На практике для управления процессами образования структуры и фаз в поверхностных слоях деталей на протяжении всего времени применения азотирования используются четыре параметра: температура, время, степень диссоциации аммиака и степень разбавления аммиака другими газами [11].

К основным недостаткам процесса азотирования относится большая длительность насыщения в условиях массового производства (до 29 ч) [2], что вызывает необходимость поиска решений по интенсификации процесса.

Известно, что скорость ХТО в большинстве случаев определяется скоростью диффузии насыщающего элемента в глубь металла. Основными факторами, ускоряющими процесс диффузии, являются температура, концентрация диффундирующего элемента и длительность технологического процесса [9].

Цель настоящей работы — исследование возможности интенсификации процесса азотирования путем предварительного нанесения тонкой каталитической пленки оксида меди без увеличения температуры, активности насыщающей среды и длительности процесса.

Основным фактором интенсификации процесса азотирования является концентрация диффундирующего элемента в атомарном состоянии на поверхности изделия. Для увеличения этого параметра необходимо повысить концентрацию элемента в насыщающей среде. Ускорить процесс диссоциации аммиака без изме-

нения состава среды и температуры можно путем формирования на поверхности каталитического слоя.

Известно, что одним из лучших восстановителей при диссоциации аммиака является оксид меди [13], в связи с чем предложено его использовать в качестве каталитической пленки, нанесенной на поверхность изделия.

Чистая медь не взаимодействует с водородом, углеродом, азотом даже при высоких температурах и катализатором не является. Обычно в машиностроении медь используется для защиты участков изделия, не требующих упрочнения, путем нанесения слоя меди толщиной 0,04...0,045 мм на поверхность гальваническим способом [14].

Для осуществления ускоренной реакции диссоциации аммиака на поверхности азотируемого изделия необходимо сформировать оксид меди определенной толщины. Наиболее простым способом окисления предварительно нанесенной на поверхность изделия медной пленки является подача в печь воздуха [15].

Материалы и методики проведения исследований

Исследования проводились на образцах, изготовленных из низкоуглеродистой стали марки 08Ю по ГОСТ 4041—71.

Обработка экспериментальных образцов включает следующие этапы:

1. Нанесение на обезжиренную поверхность образцов стали тонкого слоя чистой меди путем обработки в ванне с водным раствором медного купороса. Толщина медной пленки регулируется временем выдержки образца в ванне с раствором.

2. Окисление медной пленки на поверхности образцов воздухом при температурах 585...590 °С в течение 1...3 мин для формирования тонкого слоя оксида меди.

3. Азотирование в среде аммиака при температурах 585...590 °С в течение 3 ч. По мере протекания процесса

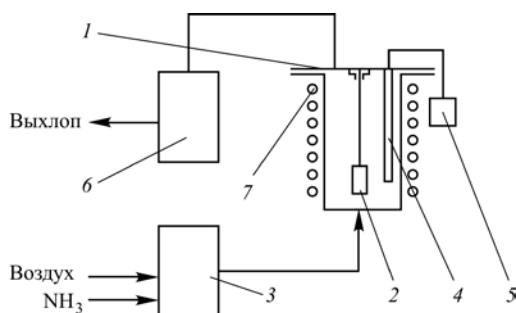
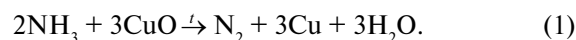


Рис. 1. Блок-схема установки для реализации предложенной технологии:

1 — печь; 2 — образец; 3 — устройство подготовки состава насыщающей среды; 4 — термопара; 5 — регулятор температуры нагревателя печи; 6 — система контроля состава отходящих газов; 7 — спираль нагревателя печи

увеличивается скорость диссоциации аммиака и происходит восстановление на поверхности чистой меди в соответствии с реакцией



Одновременно происходят насыщение поверхностного слоя азотом и формирование диффузионного слоя.

4. Охлаждение в атмосфере аммиака и выгрузка готовых образцов из печи.

Для проведения экспериментальных исследований по предложенной технологии применялись оборудование и программное обеспечение, разработанное на кафедре “Технология конструкционных материалов” МАДИ. Блок-схема установки показана на рис. 1.

Для изучения микроструктуры и толщины упрочненного слоя и отдельных его участков, определения количества, размеров, формы и распределения структурных составляющих, первичной оценки фазового состава слоя и его участков проводили металлографический анализ с использованием оптического микроскопа AXIOVERT 25CA с цифровым анализатором изображений при увеличениях от 100 до 1500 крат.

Выявление зародышей медного покрытия проводилось тонкими методами исследования на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Hitachi S800. Измерение толщины медной пленки на образцах проводилось на микроструктурах среза боковой поверхности в поляризованном свете на оптическом микроскопе AXIOVERT 25CA. Для определения интерференционной картины пленки оксида меди на поверхности изделия использовался метод интерференции в монохромном свете.

Испытания образцов на коррозионную стойкость проводились в камере солевого тумана Ascott Analytical Equipment Ltd S120 путем распыления 5%-ного раствора NaCl при температуре 35 °С в течение 15 с с интервалом в 45 мин в течение 7 сут. Оценка стойкости против коррозии проводилась статистически по числу коррозионных каверн, визуализируемых на участках поверхности образцов площадью 1 см² в месте надреза.

Обсуждение результатов исследования

Проведенные исследования с помощью РЭМ показали, что на этапе 1 в начальный момент времени на стальной поверхности образуются зародыши меди, которые имеют кубическую форму (рис. 2). В процессе окисления по мере роста каталитической пленки оксида меди она приобретает “перистое” строение. Интерференционная картина этой пленки показана на рис. 3.

Исследования образцов из стали 08Ю показали, что с увеличением времени выдержки образцов в растворе

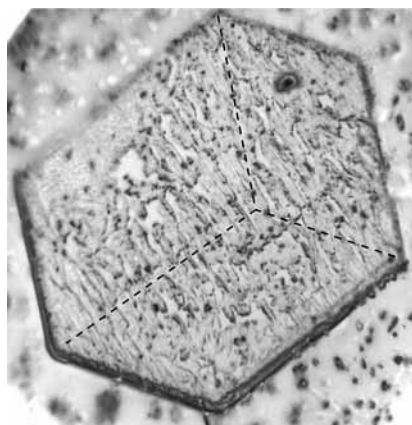
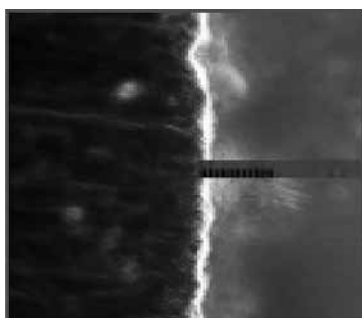


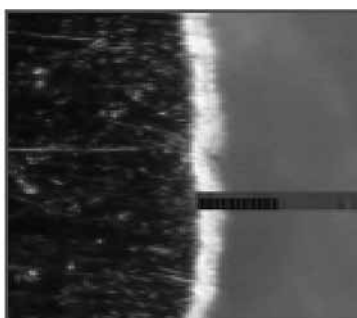
Рис. 2. Зародыш меди на поверхности стали 08Ю ($\times 5000$, РЭМ Hitachi S800)



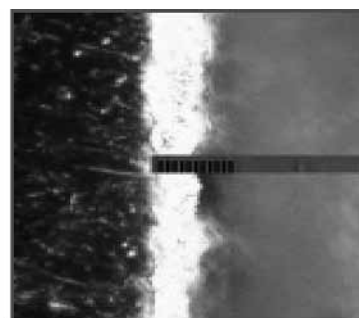
Рис. 3. Интерференционная картина оксида меди на поверхности стали 08Ю ($\times 1000$; в монохромном свете; AXIOVERT 25CA)



Время выдержки — 15 с
Толщина слоя меди — 1,5 мкм



Время выдержки — 45 с
Толщина слоя меди — 3,5 мкм



Время выдержки — 90 с
Толщина слоя меди — 6,5 мкм

Рис. 4. Микроструктуры образцов стали 08Ю с нанесенной медной пленкой при различном времени выдержки их в медном купоросе ($\times 1500$; в поляризованном свете; AXIOVERT 25CA)

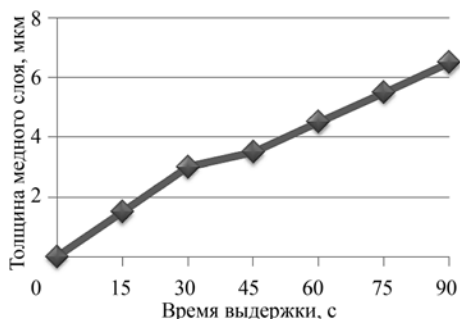


Рис. 5. Рост толщины медной пленки на поверхности стали 08Ю в зависимости от времени выдержки образца в растворе медного купороса

медного купороса от 15 до 90 с толщина медной пленки растет от 1,5 до 6,5 мкм (рис. 4, 5).

В результате азотирования образцов с нанесенной каталитической пленкой на поверхности образуется многослойный диффузионный слой, микроструктура которого приведена на рис. 6. Фазовый состав слоя и отдельных его участков, а также их толщина зависят от толщины каталитической пленки оксида меди. На-

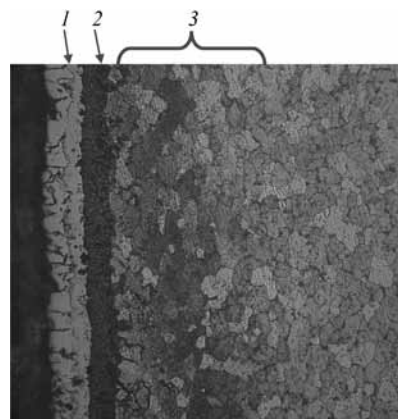


Рис. 6. Микроструктура диффузионного слоя в стали 08Ю после азотирования с предварительно нанесенной каталитической пленкой оксида меди ($\times 500$; AXIOVERT 25CA):

1 — нитридный слой ϵ -фазы; 2 — нитридный слой $\epsilon + \gamma'$ -фазы; 3 — зона внутреннего азотирования: твердый раствор азота в α -Fe + γ' -фазе

ружный слой на поверхности образца представляет собой тонкую нитридную зону ϵ -фазы толщиной 10... 70 мкм в зависимости от толщины медной пленки. Под

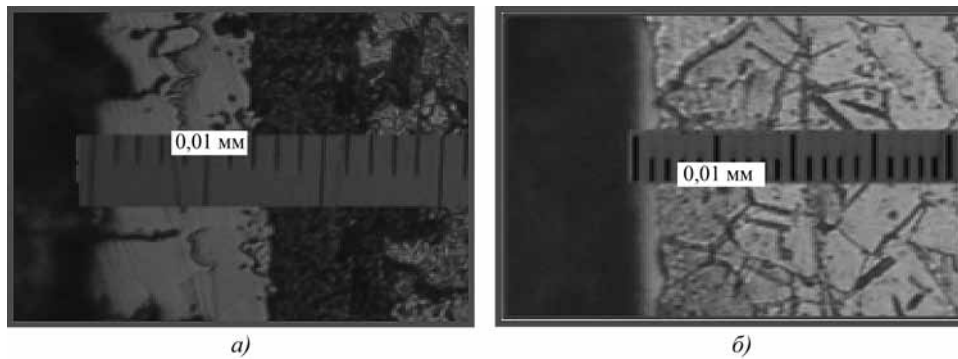


Рис. 7. Микроструктуры стали 08Ю после азотирования с предварительно нанесенной каталитической пленкой оксида меди толщиной 6,5 мкм (*a* — толщина нитридного слоя ϵ -фазы 70 мкм) и после классического азотирования *b* — толщина нитридного слоя ϵ -фазы 15 мкм); $\times 1000$; AXIOVERT 25CA

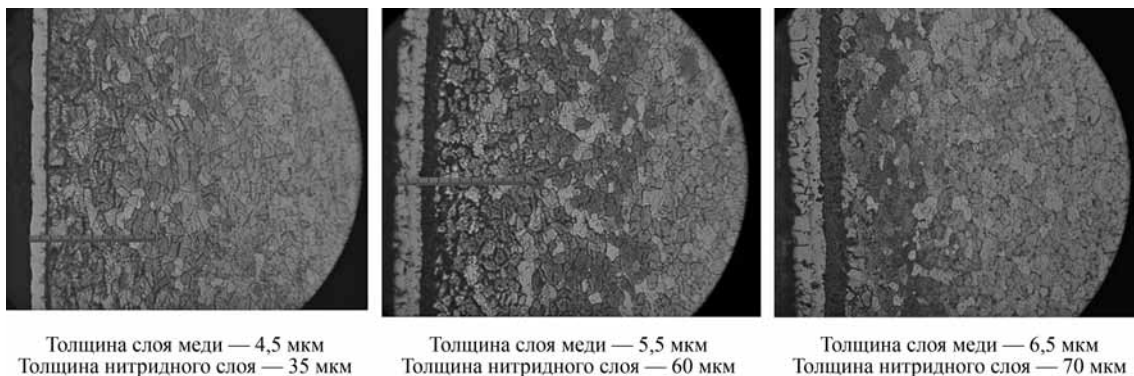


Рис. 8. Строение диффузионных слоев после азотирования стали 08Ю с применением медных пленок различной толщины ($\times 500$; AXIOVERT 25CA)

ней располагается нитридная зона, состоящая из смеси ϵ' - и γ' -фазы. В более глубоких слоях находится зона внутреннего азотирования — самый протяженный из слоев (более 100 мкм), структура которого представляет собой твердый раствор азота в матрице α -Fe с выделениями γ' -фазы.

Полученная структура азотированного слоя является благоприятной для повышения износостойкости образцов низкоуглеродистой стали. Твердая нитридная зона ϵ -фазы обеспечивает прирабатываемость поверхности детали в начальный период изнашивания, а также способствует повышению антикоррозионных свойств. Комбинированный нитридный слой, состоящий из смеси ϵ' - и γ' -фазы, служит для стойкости к истиранию в течение длительного периода работы изделия в условиях трения. Зона внутреннего азотирования обеспечивает плавное снижение твердости от упрочненной поверхности к сердцевине детали по мере уменьшения концентрации азота, что снижает опасность охрупчивания поверхностного слоя.

Показано, что азотирование образцов с каталитической пленкой оксида меди приводит к ускоренному образованию диффузионного слоя в стали 08Ю и, в первую очередь, нитридной зоны. Исследование

структуры азотированных слоев после традиционного азотирования и азотирования с каталитической пленкой показало, что при одних и тех же параметрах азотирования толщина нитридного слоя ϵ -фазы на образце без каталитической пленки составляет 15 мкм, а при наличии пленки оксида меди толщиной 6,5 мкм нитридный слой образца увеличивается до 70 мкм (рис. 7). Общая толщина диффузионного слоя, включая зону внутреннего азотирования, увеличивается со 100 мкм при традиционном азотировании до 200 мкм при азотировании с каталитической пленкой.

Исследование азотированных слоев в стали 08Ю, полученных под каталитической пленкой различной толщины, показало, что при увеличении толщины пленки оксида меди растет и толщина нитридного слоя ϵ -фазы (рис. 8). На рис. 9 показана зависимость толщины нитридного слоя ϵ -фазы на поверхности азотированных образцов из стали марки 08Ю от толщины предварительно наносимой перед азотированием каталитической пленки оксида меди. Установлено, что с увеличением толщины медной пленки от 1,5 до 6,5 мкм толщина нитридного слоя ϵ -фазы на поверхности увеличивается от 10 до 70 мкм.

При увеличении толщины нитридной зоны ϵ -фазы

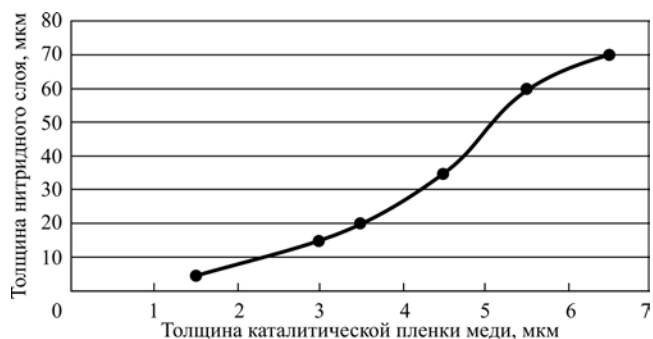


Рис. 9. Зависимость толщины нитридного слоя ε-фазы в азотированной стали 08Ю от толщины предварительно наносимой каталитической пленки оксида меди

наблюдается повышение стойкости поверхности образцов против коррозии в солевом тумане: коррозионная стойкость образца, азотированного с формированием пленки меди толщиной 6,5 мкм, максимальна. По результатам испытаний, она превышает коррозионную стойкость образца, азотированного без нанесения пленки меди, более чем в 4 раза (рис. 10).

Таким образом, показана возможность интенсификации роста нитридного слоя азотированной низкоуглеродистой стали 08Ю при азотировании с каталитической пленкой оксида меди и повышения ее коррозионной стойкости вследствие формирования протяженной нитридной зоны ε-фазы.

Выводы

1. Разработан способ поверхностного упрочнения конструкционной низкоуглеродистой стали, заключающийся в азотировании с предварительным формированием тонкой пленки оксида меди в качестве катализатора диссоциации аммиака и диффузионных процессов.

2. Установлено каталитическое воздействие пленки оксида меди, ускоряющее процесс формирования диффузионного слоя и отдельных его участков. Так, толщина нитридного слоя ε-фазы на поверхности низкоуглеродистой стали увеличивается по сравнению с классическим азотированием примерно в 4,7 раза, общая толщина диффузионного слоя — в 2 раза.

3. Скорость роста нитридного слоя тем выше, чем больше толщина каталитической пленки; толщина самой пленки оксида меди регулируется продолжительностью процесса ее осаждения из раствора.

4. Формирование протяженной нитридной зоны ε-фазы способствует повышению коррозионной стойкости стали в солевом тумане до 4 раз по сравнению с коррозионной стойкостью образца, подвергнутого классическому азотированию.

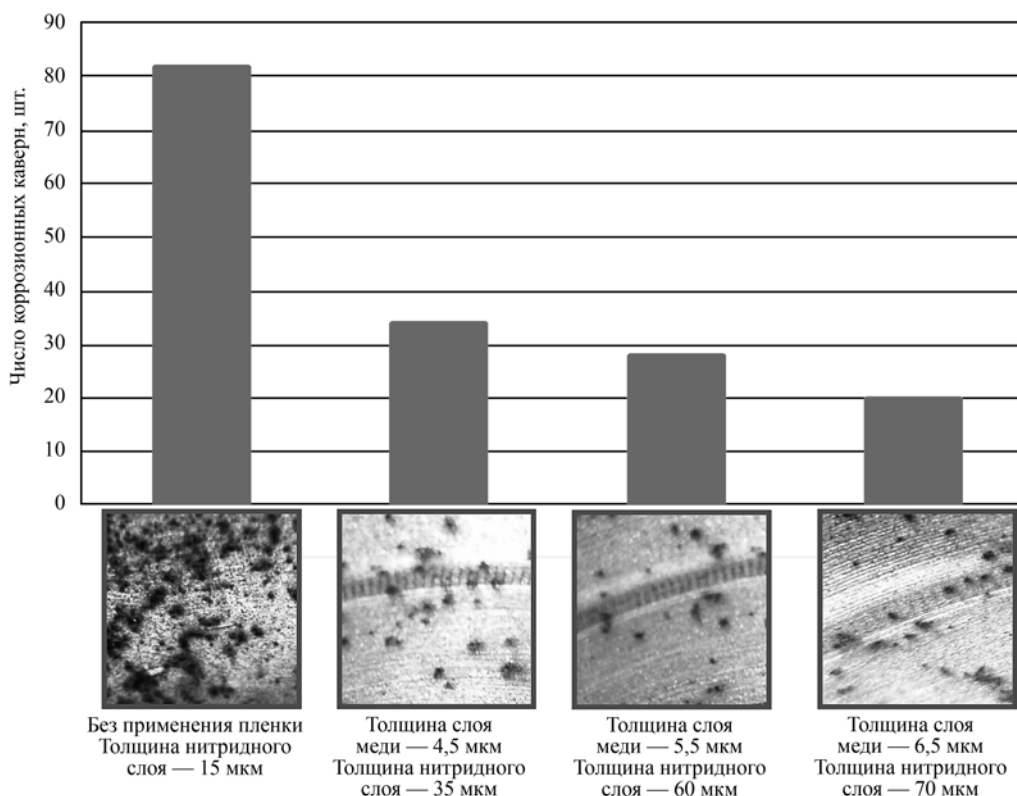


Рис. 10. Результаты испытаний образцов стали 08Ю на коррозионную стойкость в камере солевого тумана (участки 1 см² в месте надреза)

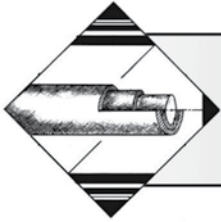
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Зинченко В.М., Сыропятов В.Я.** Новый метод низко-температурной ХТО // 3-е Собрание металлосведов России: Тез. докл. Рязань, 1996. С. 20.
2. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.
3. **Лахтин Ю.М.** Регулирование фазового состава и содержания азота в нитридном слое при азотировании стали 38Х2МЮА // МиТОМ. 1996. № 1. С. 6.
4. **Лахтин Ю.М.** Современное состояние процесса азотирования // МиТОМ. 1993. № 7. С. 6—11.
5. **Провести** теоретические, экспериментальные и технико-экономические исследования для разработки технологических процессов (Химико-термическая обработка, цементирование, нитроцементация, азотирование): Отчет о НИР. НИР № 03320102. ВНПО "Ремдеталь". М., 1985. 147 с.
6. **Эшкабилов Х.К.** Разработка технологии нитрооксидирования деталей машин, работающих в условиях износа и коррозии. Дис. ... канд. техн. наук. М., 1992. 179 с.
7. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Структура и прочность азотированных сплавов. М.: Металлургия, 1982. 174 с.
8. **Hoffman F.T., Kreft U., Hirsch T., Mayr P.** In situ Measurement of Residual Stresses during the Nitriding Process // Heat Treatment of Metals. 1996. Vol. 23. № 3. P. 57—60.
9. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов: учеб. пособие для вузов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
10. **Chen Xiuyu, Leng Xiaogang, Lijinsheng, Kang Li** // Цзиньшужечули, 1989. № 9. P. 30—35.
11. **Азотный потенциал: современное состояние проблемы и концепция развития** // В.М. Зинченко, В.Я. Сыропятов, Б.А. Прусаков, Ю.А. Перекатов / Под общей ред. и с предисловием д. т. н. проф. Б.А. Прусакова. М.: Машиностроение, 2003. 90 с.
12. **Hoffman R.** Nitricron und Nitrocarburier enunter halb 700 °C // Harter. Techn. Mitt. 1994. 49. № 5. S. 319—326.
13. **Некрасов Б.В.** Основы общей химии. М.: Химия, 1973. 688 с.
14. **Степанова Т.Ю.** Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: учеб. пособие. Иваново, Иван. гос. хим.-технол. ун-т, 2009. 64 с.
15. **Петрова Л.Г., Александров В.А., Демин П.Е., Дробков В.П.** Формирование композиционных наноструктурных покрытий на стальных деталях методами химико-термической обработки // Вестник ХНАДУ. Вып. 51. 2010. С. 7—13.



**Вниманию авторов и читателей журнала
«Упрочняющие технологии и покрытия»**

Телефон редакции изменился на 8-499-268-47-19



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.789

А.В. Морозов, Г.Д. Федотов (Ульяновская ГСХА им. П.А. Столыпина)
E-mail: alvi.mor@mail.ru

Разработка классификации процессов электромеханической обработки отверстий движущимся высокотемпературным полосовым источником

Обоснована необходимость в разработке технологических процессов электромеханической обработки отверстий малых диаметров движущимся высокотемпературным источником. Разработана фасетная система классификации данных процессов. Приведены схемы и описание каждого приведенного в классификации процесса электромеханической обработки отверстий.

Ключевые слова: электромеханическая обработка, отверстие, высокотемпературный полосовой источник, фасетная система классификации.

The study proves the necessity of electromechanical treatment of small holes by using moving high-temperature source. Faceting classification of these processes has been worked out.

Keywords: electromechanical treatment, hole, high-temperature flat source, faceting classification.

Одной из проблем реализации электромеханической обработки (ЭМО) отверстий деталей всего размерного ряда является невозможность обработки отверстий диаметром менее 40 мм. Это связано с конструктивными особенностями оснастки, применяемой при традиционных способах ЭМО точечным высокотемпературным источником. В связи с этим возникла необходимость в разработке новых технологий, основанных на принципах ЭМО, применение которых позволит получать высокие физико-механические свойства поверхности отверстий малых диаметров.

Актуальность данной проблемы очевидна, так как суммарный объем деталей техники разнообразного

назначения с отверстиями диаметром менее 40 мм составляет около 40 % от общего количества деталей с отверстиями (рис. 1). Решением данной проблемы является выполнение ЭМО отверстий малого диаметра полосовым высокотемпературным источником, перемещающимся вдоль оси обрабатываемого отверстия, а не по винтовой линии, как это выполняется по традиционной технологии ЭМО точечным высокотемпературным источником [1], что значительно упрощает конструкцию инструментальной оснастки.

На рис. 2 представлена схема применения технологий ЭМО точечным высокотемпературным источником и технологий ЭМО полосовым высокотемпературным источником.

При проведении ЭМО отверстий диаметром 40...50 мм выбор технологической схемы будет производиться исходя из предъявляемых к поверхности отверстия технических условий, наличия необходимого технологического оборудования, программы и т. д.

Выполнение ЭМО полосовым высокотемпературным источником отверстий диаметром более 50 мм является неэффективным в связи с большими энергозатратами, что требует производства высокомошных силовых установок ЭМО, а также необходимостью применения специального станочного оборудования.

Классификация методов ЭМО гладких цилиндрических отверстий полосовым высокотемпературным источником в литературе отсутствует. Поскольку ме-

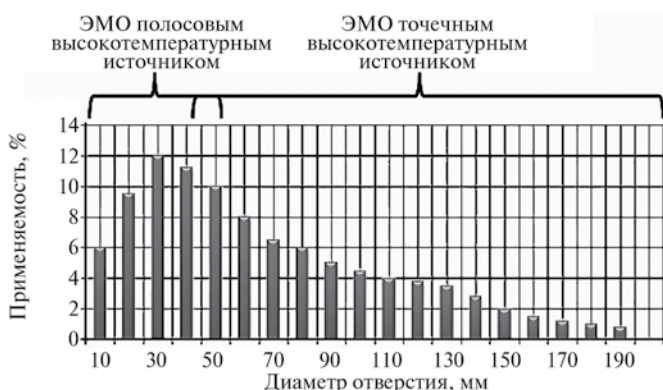


Рис. 1. Диапазон рационального использования технологий ЭМО применительно к обработке отверстий деталей машин

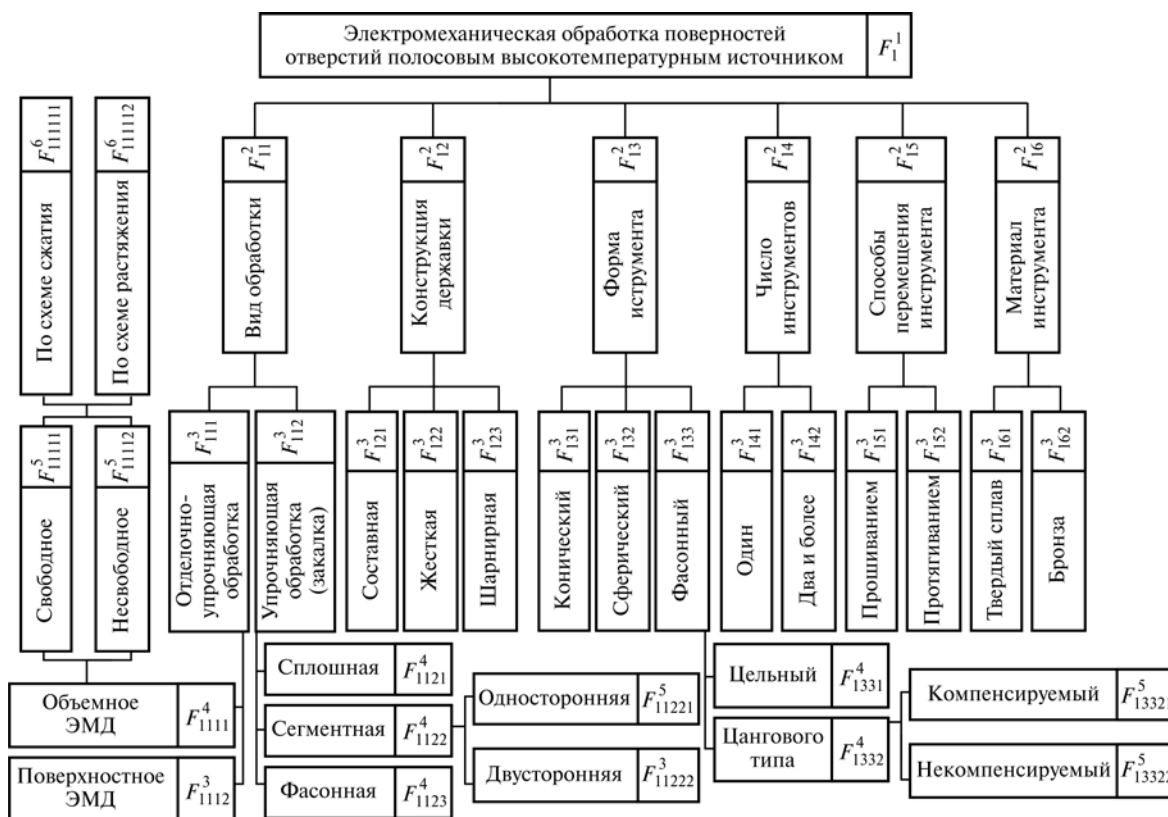


Рис. 2. Классификация процессов электромеханической обработки отверстий высокотемпературным полосовым источником

тоды ЭМО, в том числе и полосовым высокотемпературным источником, постоянно совершенствуются, целесообразно разработать классификацию данных методов с использованием фасетной системы.

Фасетная система классификации – система, при которой классифицируемое множество образует независимые друг от друга группировки по различным аспектам классификации или их совокупности [2]. Фасетная система не имеет жесткой классификационной структуры. При ней множество, характеризуемое набором признаков (фасетов), значения (термины) которых соответствуют конкретным выражениям выбранных признаков, делится многократно и независимо. Классификационные группировки образуются путем комбинаций значений, взятых из соответствующих фасетов. Исходное множество объектов может параллельно образовывать группировки $\Gamma(\Phi_1, \Phi_2, \dots, \Phi_n)$; $\Gamma(\Phi_1, \Phi_2)$; $\Gamma(\Phi_1, \Phi_n)$; $\Gamma(\Phi_2, \Phi_n)$ и т. д. по любому сочетанию фасетов.

Емкость системы (наибольшее число классификационных группировок в данной системе классификации) зависит от числа фасетов и от числа признаков в фасете. При построении фасетной системы должно соблюдаться правило взаимоисключения фасетов (значения различных фасетов не должны пересекаться). Основное преимущество фасетной классификации обусловлено гибкостью структуры ее построения. Изменение в лю-

бом из фасетов не оказывает существенного влияния на остальные. Большая гибкость обеспечивает приспособляемость системы к изменяющемуся характеру решаемых задач. Фасетная система позволяет не только образовывать новые классификационные группировки из имеющихся фасетов, но и включать новые и исключать старые фасеты. Гибкость системы дает возможность агрегировать объекты и осуществлять информационный поиск по любому сочетанию фасетов. Это, в свою очередь, определяет хорошую приспособляемость фасетной системы к машинной обработке информации и возможность осуществления ее автоматизированного кодирования [2]. Основным недостатком фасетной системы является сложность ручной обработки при анализе большого объема информации. Однако широкое использование компьютеров в научно-технической деятельности позволяет устранить данный недостаток.

При составлении классификации установим критерии общности классифицируемого множества объектов – процессов ЭМО гладких цилиндрических отверстий полосовым высокотемпературным источником.

Признаки классификации выбирались исходя из разработанных ранее процессов ЭМО, а также с учетом тенденции развития методов ЭМО полосовым высокотемпературным источником. Последовательность расположения фасетов при образовании классификации задавалась фасетной формулой $(\Phi_1, \Phi_2, \Phi_3, \Phi_4, \Phi_5, \Phi_6)$.

Исходное множество объектов в предлагаемой классификации образует группировки по сочетанию фасетов, показанному на рис. 2. Фасеты представлены в первой группировке второй ступени классификации. В классификации обозначены: F_{11}^2 – фасет Φ_1 ; F_{12}^2 – фасет Φ_2 ; F_{13}^2 – фасет Φ_3 ; F_{14}^2 – фасет Φ_4 ; F_{15}^2 – фасет Φ_5 ; F_{16}^2 – фасет Φ_6 . Емкость системы (наибольшее число классификационных группировок) выбиралась в зависимости от числа признаков в фасете.

Во второй группировке фасета F_{11}^2 представлены основные процессы ЭМО полосовым высокотемпературным источником, применяемые для повышения износостойкости гладких цилиндрических отверстий: отделочно-упрочняющая обработка, упрочняющая обработка. Целью отделочно-упрочняющей ЭМО полосовым высокотемпературным источником является повышение твердости поверхности и снижение ее шероховатости. Упрочняющая ЭМО предназначена только для повышения твердости обрабатываемой поверхности отверстия.

Третья группировка фасета F_{111}^3 отражает основные методы, реализующие процессы ЭМО полосовым высокотемпературным источником. Среди них отделочно-упрочняющая обработка, поверхностное электромеханическое дорнование (ПЭМД), объемное электромеханическое дорнование (ОЭМД); упрочняющая обработка (закалка): сплошная, сегментная и фасонная.

На рис. 3 для наглядности представлена типовая диаграмма напряжений при одноосном растяжении образцов. При ПЭМД свободная поверхность детали находится в упругом состоянии в диапазоне 0 – I, а при ОЭМД по всему сечению втулки возникают пластические деформации в диапазоне I – II.

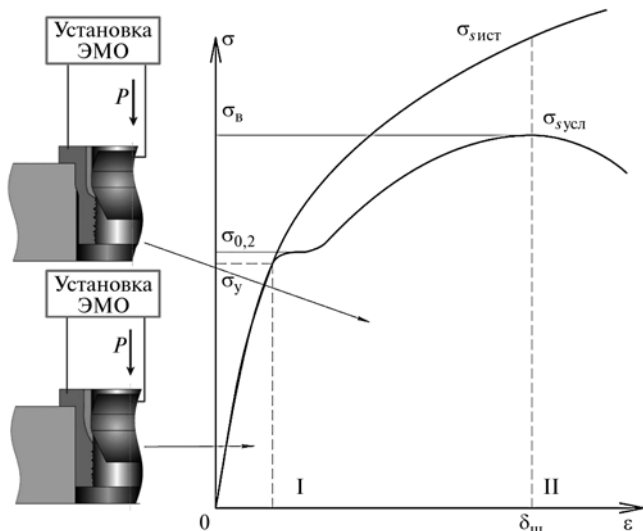


Рис. 3. Схемы обработки цилиндрических отверстий ОЭМД, ПЭМД и типовая диаграмма при растяжении металла:

σ_b , $\sigma_{0,2}$, σ_y – пределы прочности, текучести и упругости металла заготовки соответственно; σ_y – напряжение текучести металла при деформации; δ_{III} – относительное удлинение металла при растяжении в момент образования шейки

Сплошная электромеханическая закалка отверстий полосовым высокотемпературным источником предназначена для деталей, внутренняя поверхность которых подвержена интенсивному изнашиванию, и износ составляет более 0,2 мм.

Сегментную (избирательную) электромеханическую закалку (рис. 4, д, е) рационально применять для отверстий с неравномерным износом. Прижатие инструмента производят радиально отверстию детали. Данный способ позволяет получить заданную глубину упрочнения и значительно сократить энергозатраты.

Фасонная электромеханическая закалка (рис. 4, ж) заключается в формировании на поверхности отверстия в определенной последовательности закаленных участков (рис. 5). Назначением данной закалки может быть как повышение триботехнических свойств сопряжений, так и повышение несущей способности прессовых соединений.

В четвертой группировке показаны дополнительные особенности процессов: ОЭМД свободное и несвободное, сегментная закалка односторонняя и двусторонняя.

При свободном ОЭМД отверстий тонкостенных цилиндрических деталей следствием радиального термомодеформирующего воздействия инструмента – дорна – на поверхность отверстия является увеличение наружного диаметра детали.

Особенностью несвободного ОЭМД отверстий тонкостенных цилиндрических деталей является ограничение радиальных смещений по наружной поверхности детали. Несвободное ОЭМД возможно осуществлять в жестких обоймах или в корпусных деталях. Деформации при несвободном ОЭМД отличаются сравнительной равномерностью по всему деформируемому объему. Несвободное ОЭМД можно использовать при обработке сравнительно тонкостенных заготовок ($1,1 \leq D/d \leq 1,2$). К основным достоинствам несвободного дорнования следует отнести возможность создания больших контактных давлений в зоне деформации при ограниченной поперечной жесткости детали, что способствует достижению высокой точности внутренней и наружной поверхностей деталей, интенсивному сглаживанию шероховатостей с учетом существенного увеличения твердости на обработанной поверхности. Несвободное ОЭМД позволяет производить одновременную обработку внутренней и наружной поверхностей, причем в ряде случаев отпадает необходимость в их последующей механической обработке.

Сегментную одностороннюю электромеханическую закалку (рис. 4, д) следует применять для отверстий с ярко выраженным односторонним направленным износом.

Сегментную двустороннюю электромеханическую закалку (рис. 4, е) рационально использовать для деталей, поверхности отверстий которых в процессе эксплуатации испытывают двусторонний износ в виде эллипса.

При осуществлении процессов ЭМО полосовым

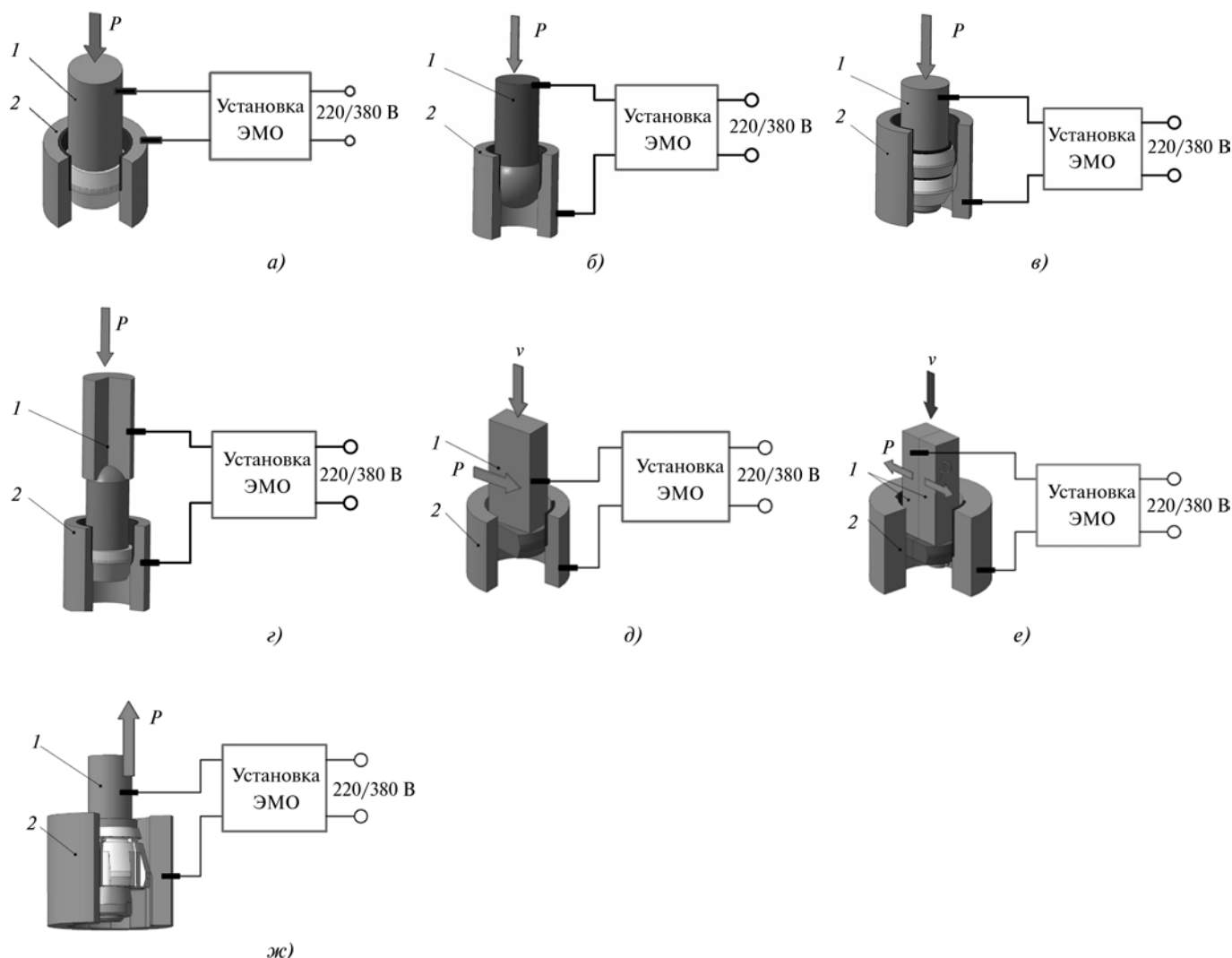


Рис. 4. Основные схемы электромеханической обработки отверстий полосовым высокотемпературным источником:

а – ЭМД коническим инструментом; *б* – ЭМД сферическим инструментом; *в* – ЭМД дуплексным инструментом; *г* – ЭМД с использованием составной державки; *д* – односторонняя сегментная (избирательная) электромеханическая закалка; *е* – двусторонняя сегментная (избирательная) электромеханическая закалка; *ж* – фасонная электромеханическая закалка; *1* – державка с инструментом; *2* – деталь

высокотемпературным источником важную роль в достижении требуемого качества обработки играет правильный выбор инструментальной оснастки.

По конструкции инструментальные державки можно разделить на жесткие, составные и шарнирные. Жесткие державки представляют собой стальной стержень, на кон-

це которого фиксируется инструмент (рис. 4, *а...в, д, е*). При ЭМД использование инструмента с жесткой державкой подразумевает применение дополнительной технологической оснастки для обеспечения точности обработки.

Составная державка представляет собой два стальных стержня со сферическим сочленением (рис. 4, *г*) и предназначена для выполнения процессов ЭМД прошиванием. Сферическое сочленение необходимо для самоцентрирования инструмента в процессе обработки.

Шарнирная державка представляет собой два стальных стержня, соединенных между собой посредством шарнира. Она предназначена для выполнения процессов ЭМД или фасонной электромеханической заправки (рис. 4, *ж*) протягиванием инструмента.

Инструмент, применяемый при ЭМО полосовым высокотемпературным источником, может различать-

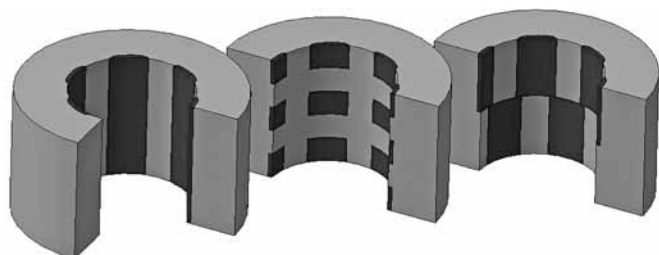


Рис. 5. Возможные варианты расположения закаленных участков

ся размерами, маркой материала, конфигурацией, а также формой рабочего профиля, что оказывает существенное влияние на окончательные свойства и вид обработанной поверхности.

Для осуществления процессов ЭМО отверстий полосовым высокотемпературным источником может применяться инструмент с различной формой рабочего профиля: конический (рис. 4, а, в, з), сферический (рис. 4, б) и фасонный (рис. 4, д...ж). Применение шара в качестве инструмента — дорна при осуществлении процессов ЭМД имеет некоторые преимущества в сравнении с коническим инструментом: 1) ЭМД шаром осуществляется продавливанием его относительно отверстия толкателем, на который подается электрический ток, что исключает необходимость крепления шара и его снятия после осуществления обработки; 2) шар можно использовать без дополнительной полировки. Однако шар в качестве инструмента можно использовать только при ПЭМД, так как пятно контакта сферического инструмента гораздо больше, чем у конического, что требует больших энергозатрат, а существующие установки ЭМО не могут обеспечить требуемой мощности.

Фасонный инструмент предназначен для выполнения электромеханической закалки отверстий полосовым высокотемпературным источником (рис. 4, д...ж). В связи с этим в качестве материала для данного инструмента целесообразно использовать бронзовые сплавы. Форма инструмента должна соответствовать профилю закаливаемой поверхности. Конструктивно фасонный инструмент может быть выполнен цельным и цангового типа, причем инструмент цангового типа может быть компенсирован за счет применения в конструкции конической гайки (рис. 4, ж) [3] и некомпенсируемым [4].

ЭМО отверстий полосовым высокотемпературным источником в зависимости от требований к обрабатываемой поверхности может осуществляться одним инструментом [5—8] или одновременно двумя и более [9, 10].

В зависимости от выбранного технологического процесса перемещение инструмента может быть прошиванием (рис. 4, а...з) и протягиванием (рис. 4, ж).

Для всех процессов ЭМД в качестве материала для изготовления инструмента необходимо использовать твердые сплавы, так как инструмент оказывает на поверхность термическое и существенное механическое

воздействие. Инструмент для выполнения процессов электромеханической закалки отверстий полосовым высокотемпературным источником эффективно изготавливать из бронзовых сплавов, так как основное назначение инструмента при данной обработке — термическое воздействие на обрабатываемую поверхность.

Предложенную классификацию (см. рис. 2) можно использовать для разработки любых технологических процессов ЭМО отверстий движущимся высокотемпературным полосовым источником.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Аскинази Б.М.** Упрочнение и восстановление деталей электромеханической обработкой. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1989. 200 с.
2. **ГОСТ 6.01.1—87.** Единая система классификации и кодирования технико-экономической информации. Основные положения и нормативы.
3. **Пат. 123368 РФ**, МПК В29D 30/12. Дорн для выборочной электромеханической закалки цилиндрических отверстий деталей / Морозов А.В., Горев Н. Н.; Опубл. 27.12.2012. Бюл. № 36. 4 с.
4. **Пат. 123719 РФ**, МПК В29D 30/12. Дорн для выборочной электромеханической закалки цилиндрических отверстий деталей / Морозов А.В., Горев Н.Н., Рахимов А.Н.; Опубл. 10.01.2013. Бюл. № 1. 4 с.
5. **Пат. 97071 РФ**, МПК В23D 43/02. Дорн / Морозов А.В., Байгулов А.В.; Опубл. 27.08.2010. Бюл. № 24. 4 с.
6. **Пат. 113198 РФ**, МПК В29D 30/12. Дорн для выборочного электромеханического упрочнения внутренних поверхностей деталей / Морозов А.В., Федорова Л.В., Федоров С.К., Фрилинг В.А.; Опубл. 27.12.2012. Бюл. № 4. 4 с.
7. **Пат. 2457083 РФ**, МПК В23D 43/00, С21D 1/09. Способ электромеханического дорнования / Морозов А.В., Байгулов А.В.; Опубл. 27.07.2012. Бюл. № 21. 4 с.
8. **Пат. 2471608 РФ**, МПК В24В 39/02. Дорн для электромеханической обработки / Морозов А.В., Байгулов А.В.; Опубл. 10.01.2013. Бюл. № 1. 4 с.
9. **Пат. 2305028 РФ**, МПК В23Р 11/02, В23Р 19/02, В24В 39/02. Способ сборки деталей с натягом / Федоров С.К., Морозов А.В.; Опубл. 27.08.2007. Бюл. № 24. 4 с.
10. **Пат. 100754 РФ**, МПК В29D 30/12. Дорн с дуплексным инструментом / Морозов А.В., Байгулов А.В.; Опубл. 27.12.2010. Бюл. № 36. 4 с.

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

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96; факс: (499) 269-48-97.

Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 29.12.2014 г. Подписано в печать 17.02.15 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: www.aov.ru