ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 14
2018
№ 5 (161)
май

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместитель главного редактора
д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.
В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
А.В. ОРЛОВА

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Лебедев В.А., Жук Г.В. Энергетические затраты при механизированной дуговой сварке с разными способами подачи электродной проволоки сплошного сечения на различной полярности питания дуги 195

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Колокатов А.М. Хонингование гильз цилиндров двигателей эластичными брусками 200

Мищенко К.С. К вопросу о поверхностной пластической деформации дорожек качения шариковых подшипников 202

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Барсуков Н.М., Беликов А.И., Калинин В.Н., Петров В.В., Шарапков М.А. Влияние толщины адаптивного слоя на твердость и износостойкость упрочняющего покрытия системы TiC—MoS_2 205

Исакин И.А., Гнюсов С.Ф. Модификация быстрорежущих сталей концентрированными потоками энергии: обзор 209

Климкин Ю.О., Дробяз Е.А., Ильинкова Т.А. Износостойкость наплавленных покрытий на основе ПН85Ю15, легированных аморфным бором 216

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Шестопалова Л.П., Александров В.А. Влияние циклического оксиазотирования на технические характеристики конструкционных легированных сталей 220

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Жачкин С.Ю., Болдырев А.И., Пеньков Н.А., Болдырев А.А., Краснова М.Н. Восстановление изношенной внутренней поверхности гильз цилиндров дизельных двигателей композитным гальваническим покрытием 225

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Кокорева О.Г. Исследование износостойкости образцов, упрочненных статико-импульсной обработкой 228

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Гречихин Л.И. Формирование *p*-, *n*-проводимости и *p*–*n*-перехода 231

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 — Машиностроение и машиноведение; 05.05.00 — Транспортное, горное и строительное машиностроение; 05.16.00 — Металлургия и материаловедение, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2018

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 14
2018
№ 5 (161)
May

Since 2005, January

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

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

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

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.E. GROMOV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
N.K. KRIONI
V.P. KUZNETSOV
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
I.N. MYMRINA
A.V. ORLOVA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue "Pressa Rossii" **39269**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Lebedev V.A., Zhuk G.V. Energy costs at the mechanized arc welding with different methods of feeding of an electrode wire of the continuous cross section at various polarity of arc power 195

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kolokatov A.M. Honing of engines cylinder liners by the elastic bars 200

Mischenko K.S. On the problem of surface plastic deformation of raceways of ball bearings 202

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Barsukov N.M., Belikov A.I., Kalinin V.N., Petrov V.V., Sharapkov M.A. Influence of an adaptive layer thickness on hardness and wear resistance of the strengthening coatings system TiC—MoS_2 205

Isakin I.A., Gnyusov S.F. Modification of high-speed steels by concentrated energy flows: review 209

Klimkin Yu.O., Drobyaz E.A., Ilinkova T.A. Wear resistance of coatings based on PN85Yu15 with the addition of amorphous boron 216

CHEMICAL, CHEMICAL-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Shestopalova L.P., Aleksandrov V.A. The impact of steel oxinitration in cyclic mode to the structural alloy steel properties 220

POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Zhachkin S.Yu., Boldyrev A.I., Penkov N.A., Boldyrev A.A., Krasnova M.N. Composite galvanic coating for recovery of the worn inner surface of the diesel engine rough tube 225

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Kokoreva O.G. The study of the wear resistance of samples hardened by static-pulse processing 228

MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES

Grechikhin L.I. The formation of *p*-, *n*-conductivity and *p*–*n*-jun 231

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.00 — Mechanical engineering and machinery science; 05.05.00 — Transport, mining and building mechanical engineering; 05.16.00 — Metallurgy and materials science, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2018

УДК 621.791.927.5

В.А. Лебедев, Г.В. Жук
(Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)
E-mail: lebedevvladimir@ukr.net

Энергетические затраты при механизированной дуговой сварке с разными способами подачи электродной проволоки сплошного сечения на различной полярности питания дуги

Рассмотрены и проанализированы возможности дуговой механизированной сварки-наплавки с разными способами подачи электродной проволоки сплошного сечения (непрерывной, управляемой импульсной и дозированной) при разной полярности ведения процесса и разных значениях индуктивности в сварочной цепи при различных значениях тока дугового процесса. На основе анализа энергетических затрат и формы наплавленных валиков определено, что импульсные алгоритмы подачи электродной проволоки позволяют существенно снизить затраты электроэнергии и получить качественное формирование наплавленного валика при сварке-наплавке при прямой полярности. Показано, что выполнение восстанавливающей наплавки с дозированной подачей электродной проволоки сплошного сечения целесообразно проводить при прямой полярности питания дуги.

Ключевые слова: *механизированная сварка, полярность, перенос капли, управление, способ подачи, затраты энергии, измерение, сравнение, анализ.*

The possibilities of mechanized arc welding-surfacing with different methods of feeding an electrode wire of continuous cross-section (continuous, controlled pulsed and dosed) are considered and analyzed for different polarity of the process and for different values of the inductances in the welding circuit at different values of the arc current. Based on the analysis of the measurements of energy costs and weld beads, it is determined that impulse algorithms for feeding the electrode wire can significantly reduce the energy costs and obtain a high-quality formation of the weld bead during welding-surfacing on the direct polarity. It is shown that it is expedient to carry out the execution of the restorative surfacing with the metered feeding of an electrode wire with a solid cross section at the direct polarity of the arc supply.

Keywords: *mechanized welding, polarity, drop transfer, control, feeding method, energy costs, measurement, comparison, analysis.*

Дуговая механизированная сварка-наплавка, занимая одно из ведущих мест в технологиях соединения и упрочнения металлоконструкций, все более совершенствуется. Среди основных направлений в последнее время особо выделяется получение энерго- и ресурсосберегающих технико-технологических решений для применения в сварочно-наплавочном оборудовании — полуавтоматах, автоматах и других средствах ведения дугового процесса.

Одним из эффективных способов влияния на характеристики сварочно-наплавочных процессов при дуговой механизированной и автоматической сварке плавящимся электродом является использование импульсных алгоритмов работы систем сварочного оборудования (источник питания дуги, подача электродной проволоки, подача защитного газа). В последнее время разработаны эффективные системы подачи электродной проволоки, позволяющие влиять на дуговой процесс и управлять переносом электродного металла, что дает возможность регулировать форму сварного соединения или наплавленного слоя, снизить потери электродного металла, повысить качество металла, прошедшего жидкую фазу при дуговом процессе [1]. Имеются сведения об экономии электроэнергии, затрачиваемой на сварку или наплавку с импульсной подачей электродной проволоки.

Цель работы — системное изучение влияния способа сварки-наплавки с разными видами им-

пульсной подачи электродной проволоки и с учетом полярности ведения процесса и влияния некоторых характеристик источника сварочного тока (индуктивности сварочной цепи).

Известно [2], что при сварке-наплавке при прямой полярности, в отличие от преимущественно применяемого процесса при обратной полярности, существенно изменяются характер горения дуги и параметры формирования наплавленного валика вследствие перераспределения зон нагрева (анодное и катодное пятна). Все это резко ограничивает возможности сварки-наплавки, хотя может быть повышена скорость перемещения дуги. Процесс сварки-наплавки с импульсной подачей электродной проволоки при определенным образом выбранных параметрах способен влиять на геометрические характеристики валика, в основном из-за импульсного изменения энергетических характеристик дуги [3], что может также изменить течение и результат дуговой механизированной сварки и наплавки при прямой полярности.

Для определения энергетических затрат при различных способах подачи электродной проволоки и разных полярностях ведения дугового процесса был выполнен цикл экспериментальных работ с измерением затраченной при наплавке энергии за определенный промежуток времени, определяемый в основном минимизацией перегрева наплавляемого образца.

Параметры импульсной подачи выбирали из ранее наработанного банка данных, частично приведенных в работах [4, 5] и позволяющих получить близкие к оптимальным по большинству характеристик результаты.

Измерение энергетических затрат или, скорее, их оценку проводили с помощью специально разработанного прибора, представленного на рис. 1. Прибор позволяет определять энергию, затраченную при дуговом процессе, измеряя ток и напряжение на дуге. При этом весьма сложный спектр изменения тока и напряжения при сварке не является препятствием для получения нужного результата.

Полученные данные, используемые для дальнейшего анализа, представлены на рис. 2 в виде диаграмм и соответствующих фотографий наплавленных валиков без их зачистки после наплавки. На каждом квадратике диаграммы в верхнем углу указан номер эксперимента и, соответственно, номер наплавленного валика. В нижнем углу — результат измерения энергии. Стрелки направлены в сторону снижения затрат энергии. Следует отметить, что на диаграммах, приведенных на рис. 2, представлены усредненные результаты измерений затрат энергии (в каждом из экспериментов проведено не менее трех измерений), а также, что результаты измерений уточняли для

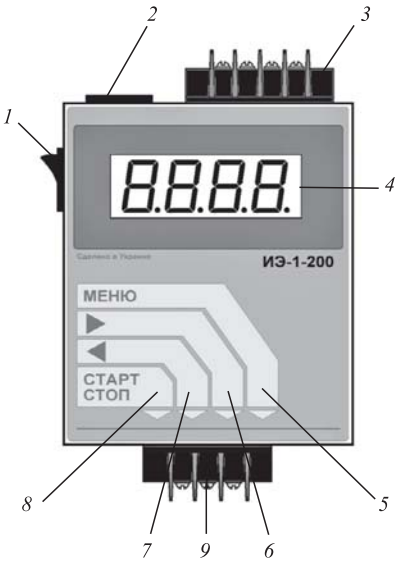


Рис. 1. Измеритель энергии:
1 — выключатель питания; *2* — разъем (220 В, 50 Гц); *3* — измерительная клемма для подключения источников напряжения и токоизмерительного шунта; *4* — индикатор; *5* — кнопка "Меню"; *6* — кнопка "Следующий/Выполнить"; *7* — кнопка "Предыдущий/Выбор"; *8* — кнопка "Старт/Стоп" измерений; *9* — клеммы вывода аналогового сигнала

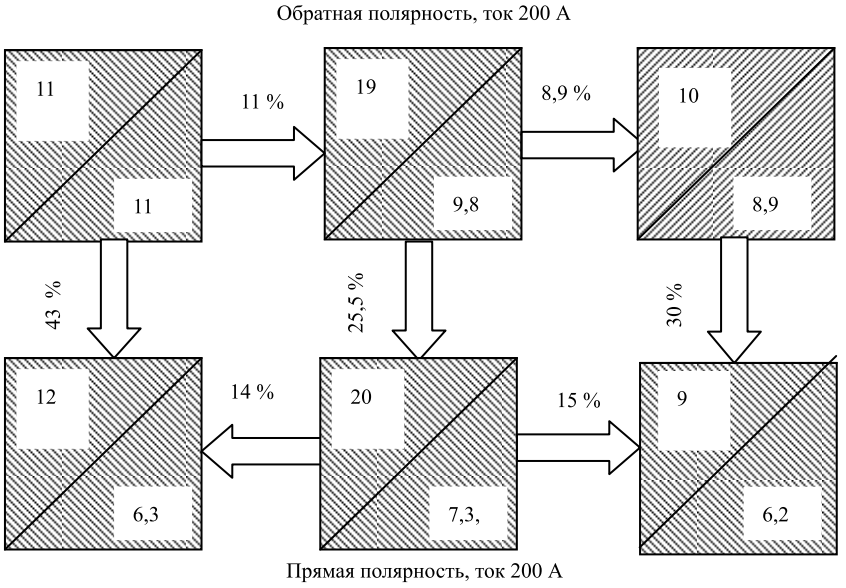


Рис. 2. Диаграмма энергетических затрат при наплавке при разных полярностях, различных способах подачи электрода и токе 200 А

Рис. 3. Характерные валики наплавок, полученные при использовании различных способов подачи электродной проволоки и разных полярностях ведения процесса. Номера валиков соответствуют номерам экспериментов на рис. 2

использованных при процессе длин электродных проволок, т. е. на диаграммах показаны удельные расходы электроэнергии.

В экспериментах электродную проволоку подавали тремя способами: непрерывным, импульсным управляемым, дозированным. Применяли электродную проволоку Св08Г2С диаметром 1,2 мм. Процесс наплавки выполняли в CO_2 с применением стандартных по размерам образцов.

Дозированная подача электродной проволоки — это достаточно новое технико-технологическое решение, обладающее рядом положительных эффектов.

Алгоритмы импульсной управляемой и дозированной подачи и устройства для их реализации описаны в работах [6, 7] соответственно.

На рис. 3 показаны характерные валики наплавок на интегральных значениях токов (важно для импульсных алгоритмов движения электродной проволоки) 200 А.

Анализ полученных результатов показывает, что при непрерывной подаче электродной проволоки уровень затрат энергии наибольший при наплавке при обратной полярности, а наименьший — при дозированной подаче при прямой полярности, импульсная и дозированная подачи обеспечивают снижение энергозатрат при прямой и обратной полярностях. Интересен факт резкого снижения энергозатрат при сварке с непрерывной подачей электродной проволоки при прямой полярности, но при этом можно видеть ожидаемое плохое формирование наплавленного валика с сильным разбрызгиванием электродного метала. Наилучший результат по формированию наплавленных валиков при обеих полярностях получен для дозированной подачи электродной проволоки. При этом удельные затраты электроэнергии наименьшие.

Можно отметить, что импульсная (управляемая) подача электродной проволоки обеспечивает улучшение процесса при прямой полярности в сравнении с непрерывной подачей, но несколько уступает в этом отношении процессу с дозированной подачей.

Весьма интересен анализ наплавок с применением разных способов подачи электродной проволоки при других значениях токов. Нами выбран режим наплавки при токе 130 А, который в отличие от наплавки при токе 200 А менее критичен к разбрызгиванию электродного металла.

Во всех рассмотренных процессах в качестве источника сварочного тока использовали простой выпрямитель с контактным переключением уровня напряжения, во избежание влияния импульсных составляющих в выходном (сварочном) напряжении на процессы сварки-наплавки со стандартным значением индуктивности дросселя источника сварочного тока.

На диаграммах, приведенных на рис. 4, представлены энергозатраты для наплавок, выполненных при интегральном значении тока 130 А. Здесь использованы непрерывная и дозированная подачи электродной проволоки. Импульсная управляемая подача в этом случае менее эффективна. На рис. 5 показаны характерные валики.

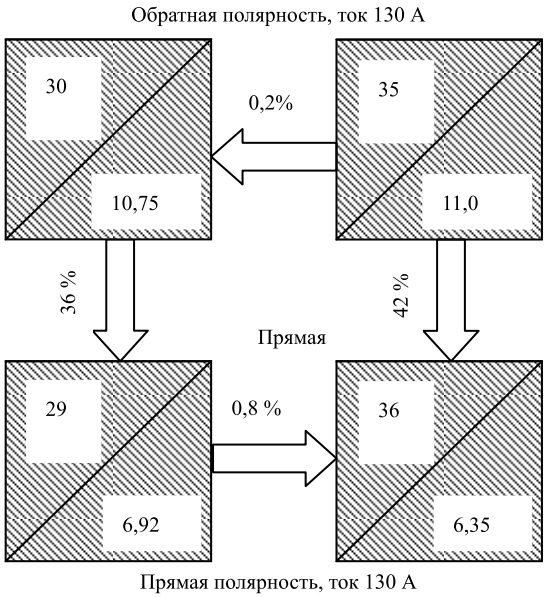


Рис. 4. Диаграмма энергетических затрат при наплавке при разных полярностях, различных способах подачи электрода и токе 130 А

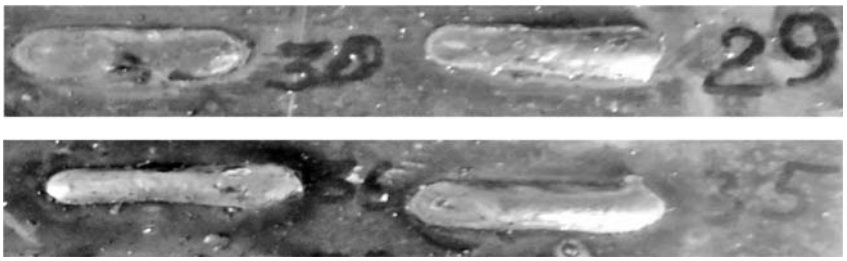


Рис. 5. Характерные валики, полученные при наплавке при разных полярностях, различных способах подачи электрода и токе 130 А. Номера валиков соответствуют номерам экспериментов на рис. 4

Анализируя эту часть экспериментов (при токе 130 А), можно заметить, что по формированию наплавленных валиков различие между процессами при прямой и обратной полярностях для разных способов подачи электродной проволоки менее выражены, чем при более высоких значениях токов, хотя форма валиков более благоприятная для сварочного производства.

Можно отметить резкое снижение затрат электроэнергии при переходе наплавки с обратной на прямую полярность.

Весьма важной особенностью процессов сварки-наплавки с применением дозированной подачи электродной проволоки является возможность сварки без дросселя в сварочной цепи.

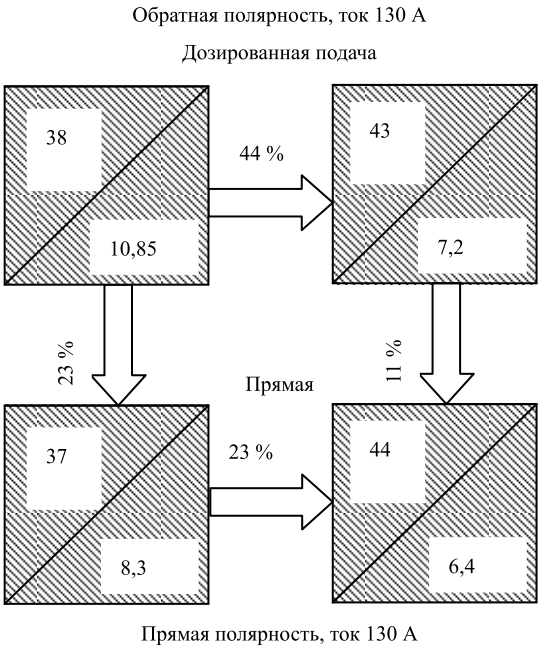


Рис. 6. Диаграмма энергетических затрат при наплавке при разных полярностях, различных способах подачи электрода и значениях индуктивности сварочной цепи на токе 130 А

Следующая серия экспериментов направлена на оценку влияния индуктивности дросселя источника сварочного тока на энергетические характеристики процесса, формирование валика при дозированном способе подачи электродной проволоки.

На диаграммах, приведенных на рис. 6, представлены результаты определения энергетических затрат при разных значениях индуктивности дросселя в сварочной цепи при разных полярностях питания дуги, а на рис. 7 — характерные валики наплавленного металла.

Важно отметить, что дозированная подача электродной проволоки обеспечивает качественное формирование наплавленных валиков для всех исследуемых вариантов наплавок. Энергетические затраты значительно снижаются при уменьшении или отсутствии индуктивности в сварочной цепи, причем это снижение в большей степени проявляется для процессов с прямой полярностью. Следует отметить, что дроссель для традиционных источников сварочного тока является достаточно габаритным и материалоемким устройством.

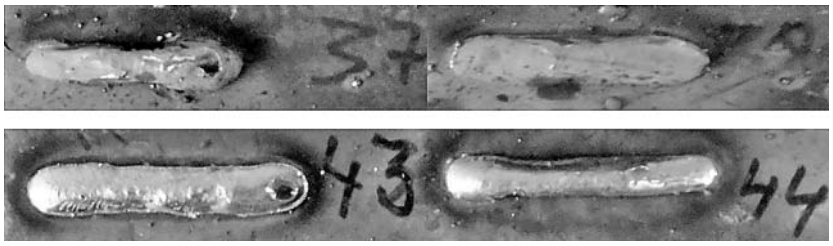


Рис. 7. Характерные валики, полученные при наплавке при разных полярностях, различных способах подачи электрода и индуктивностях сварочной цепи на токе 130 А. Номера валиков соответствуют номерам экспериментов на рис. 6

Выводы

1. Разные способы подачи электродной проволоки при различных полярностях ведения дугового процесса по-разному влияют на энергетические характеристики сварки-наплавки, а также на формирование валиков сварного соединения, при этом импульсные алгоритмы движения электрода улучшают показатель процесса как при обратной, так и при прямой полярности.

2. Использование импульсных способов подачи электродной проволоки позволяет в ряде случаев сделать сварку-наплавку на прямой полярности эффективной и энергетически

выгодной, при этом способ сварки-наплавки с дозированной подачей наиболее предпочтителен, в частности при восстанавливающей наплавке.

3. Использование импульсной, и особенно дозированной, подачи электродной проволоки при процессах механизированной сварки-наплавки наиболее эффективно на эффективных режимах при токах 170...240 А.

4. Имеются предпосылки для разработки весьма простых конструкций маневренных источников питания дуги для полуавтоматов и автоматов с системами дозированной подачи электродной проволоки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лебедев В.А.** Особенности управления процессом сварки плавящимся электродом с импульсной подачей электродной проволоки // Сварка и диагностика. 2014. № 1. С. 16—18.

2. **Багрянский К.В., Добротина З.А., Хренов К.К.** Теория сварочных процессов. Киев: Вища школа, 1976. 424 с.

3. **Лебедев В.А.** Энергосбережение при электродуговой механизированной и автоматической сварке с импульсной подачей электродной проволоки // Автоматизация и современные технологии. 2014. № 1. С. 34—38.

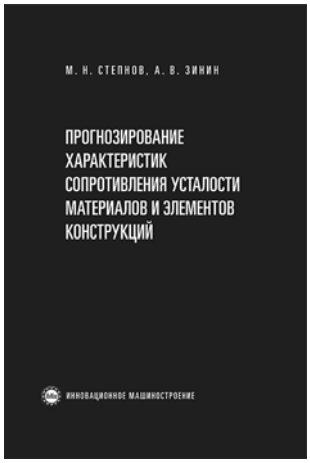
4. **Воропай Н.М.** Параметры режимов и технологические возможности дуговой сварки с импульсной подачей электродной и присадочной проволоки // Автоматическая сварка. 1996. № 10. С. 3—9.

5. **Анализ** технических и технологических возможностей импульсной подачи электродной проволоки в процессах дуговой сварки и наплавки / Б.Е. Патон, В.А. Лебедев, В.Г. Пичак и др. // Сварочное производство. 2002. № 2. С. 24—31.

6. **Lebedev V., Rymsha V., Lendel I.** BLDC electric-drive in the mechanism of pulse feed of electrode wire // The Journal Electromechanic and Computer Systems. 2014. No. 16 (92). P. 26—31.

7. **Лебедев В.А., Жук Г.В.** Механизированная дуговая сварка и наплавка в разных пространственных положениях с управляемой дозированной подачей электродной проволоки различных типов // Тяжелое машиностроение. 2017. № 6. С. 19—23.

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



Степнов М.Н., Зинин А.В.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

М.: Инновационное машиностроение, 2016. 392 с.

Цена 1000 руб.

Монография содержит систематическое изложение существующих расчетных методов оценки характеристик сопротивления усталости традиционных конструкционных и новых композитных материалов на основе полимерной матрицы, а также методов расчета выносливости типовых элементов высоконагруженных конструкций.

Методология расчетных методов определения характеристик выносливости основана на использовании статистических данных о характеристиках механических свойств материалов при кратковременном нагружении и экспериментально обоснованных моделей учета влияния различных факторов на несущую способность конструкций при циклическом нагружении. Показано, что применение предлагаемых расчетных методов обеспечивает достаточно высокую точность оценки характеристик сопротивления усталости, не уступающую показателям точности экспериментальных исследований. Особое внимание уделено вопросам возможности оценки характеристик усталости полимерных композитных материалов в зависимости от их структурных параметров и особенностей механического поведения и механизмов усталостного разрушения.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторских и технологических бюро, лабораторий механических испытаний, научных сотрудников, аспирантов и студентов механических специальностей.

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

УДК 621.923.5

А.М. Колокатов
(Российский государственный аграрный университет — Московская сельскохозяйственная академия им. К.А. Тимирязева)
E-mail: akolokatov@mail.ru

Хонингование гильз цилиндров двигателей эластичными брусками

Показано, что окончательное хонингование гильз цилиндров с использованием эластичных брусков повышает производительность обработки на 30 %.

Ключевые слова: *хонингование, алмазные бруски, цилиндр, гильза.*

Final honing of the cylinder liners, using a stretch bars increases productivity by 30 %.

Keywords: *honing, diamond stones, cylinder, sleeve.*

При окончательном хонинговании гильз цилиндров ЗМЗ-511 в заводских условиях алмазные бруски иногда засаливаются, т. е. происходит налипание частичек металла на поверхность бруска, что ухудшает шероховатость поверхности гильзы, и даже может оставлять на зеркальной поверхности гильзы грубые риски, что является браком. В этом случае поверхность гильзы не отвечает техническим условиям на восстановление и ее требуется обрабатывать повторно.

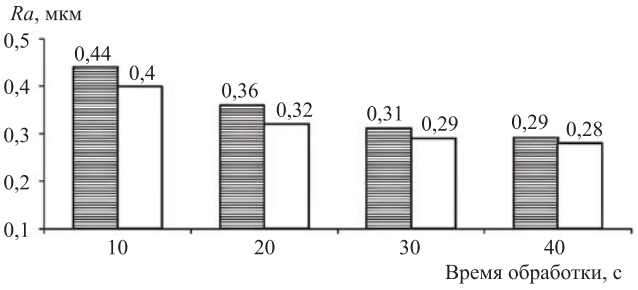
Из литературы известно, что алмазные бруски на эластичной связке Р11/Р9 обладают большой износостойкостью при хонинговании чугуна и стали и обеспечивают наилучшую шероховатость поверхности в результате снижения разновысотности алмазных зерен, закрепленных в эластичной связке. Бруски на эластичной связке обладают локальной эластичностью: алмазные зерна, находящиеся на их поверхности, погружаются в связку под действием сил микрорезания и выступают из нее при отсутствии нагрузки, например, когда зерно расположено над впадиной исходного микропрофиля. Это свойство данных брусков дает возможность при обработке поверхностей сделать края рисок микропрофиля овальными и тем самым исключить появление заусенцев, снижающих маслоемкость трущихся поверхностей. Поэтому для исследования были взяты алмазные бруски на эластичной (каучукосодержащей) связке Р11/Р9: АББХ 100×8×4×2 АС4 80/63 Р11/Р9 50 %.

Было решено изучить заводской технологический процесс, провести исследования шероховатости гильз после окончательного хонингования по заводской и новой технологиям с применением алмазных эластичных брусков.

Существующий заводской процесс предусматривает процесс окончательного алмазного хонингования гильз цилиндров двигателей ЗМЗ-511 алмазными брусками АБХ 100×8×4×2 АСМ 28/20 М1 100 %. При этом основное время составляет 0,5...0,6 мин. Хонингование осуществляли на вертикально-хонинговальных станках модели 3Г833. Исследования шероховатости гильз цилиндров ЗМЗ-511 проводили непосредственно на гильзах в заводских условиях, а замеры — в заводской лаборатории. Гильзы цилиндров на предварительном хонинговании обрабатывали брусками АС4 100/80 М1 100 %.

Результаты замера параметра шероховатости *Ra* гильз цилиндров, обработанных после окончательного алмазного хонингования брусками АСМ 28/28 М1 100 % (по заводской технологии) и брусками АС4 80/63 Р11/Р9 100 % (по новой технологии) представлены в таблице и на рисунке.

Результаты проведенных исследований показывают, что алмазные бруски на связке Р11/Р9



Параметр шероховатости поверхности гильз цилиндров ЗМЗ-53 после окончательного хонингования в зависимости от времени обработки брусками:
▩ — АСМ 28/20 М1 100 %; □ — АС4 80/63 Р11/Р9 50 %

Параметр шероховатости поверхности *Ra*, мкм, гильз цилиндров ЗМЗ-53 после окончательного алмазного хонингования в зависимости от времени обработки и типа брусков

Характеристика бруска	Время обработки, с			
	10	20	30	40
АСМ 28/28 М1 100 %	0,44	0,36	0,31	0,29
АС4 80/63 Р11/Р9 100 %	0,40	0,32	0,29	0,28

обеспечивают требуемую шероховатость поверхности гильз уже через 20 с обработки, в то время как обычные алмазные бруски — после 30 с, т. е. позволяют повысить производительность обработки на 30 %.

Выводы

1. В процессе хонингования алмазные эластичные бруски не засаливаются, а следовательно, исключается возможность нанесения такими брусками случайных рисок на внутренней поверхности гильзы цилиндра.

2. В процессе обработки гильз алмазные эластичные бруски не требуют приработки, и ими можно начать обработку сразу после их установки на хонинговальную головку, т. е. исключаются затраты времени на приработку эластичных брусков, в то время как приработка обычных алмазных брусков требует 2...4 ч.

3. Алмазные бруски на каучукосодержащей связке Р11/Р9 обеспечивают требуемое значение параметра шероховатости внутренней поверхности гильз *Ra* = 0,32 мкм уже через 20 с обработки, в то время как обычные алмазные бруски обеспечивают данное значение *Ra* после 30 с обработки. Таким образом, бруски на эластичной связке позволяют повысить производительность обработки на 30 %.

4. Повышается качество обработанной поверхности за счет повышения ее маслоемкости. Это можно объяснить тем, что бруски на связке Р11/Р9 обладают локальной эластичностью.

Таким образом, технология окончательного алмазного хонингования эластичными брусками на связке Р11/Р9 может быть рекомендована для внедрения при обработке отверстий любых деталей — гильз, цилиндров двигателей, шатунов, тормозных цилиндров и др. Инструмент, необходимый для внедрения данной технологии, алмазные эластичные бруски, характеристику и размеры которых подбирают и уточняют при проведении пробных исследований. Затраты на внедрение такой технологии определяются непосредственно на производстве, где они внедряются. В затраты входят стоимость алмазных брусков, расходы на проведение пробных исследований в целях получения требуемого качества обработанной поверхности и заработную плату.

5. Процесс окончательного алмазного хонингования гильз цилиндров двигателей ЗМЗ-511 эластичными брусками на связке Р11/Р9 внедрен на ряде авторемотных заводов: Волоколамском АРЗ, Краснопахорском АРЗ, Ростокинском РЗ, Кировском АРЗ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Колокатов А.М.** Применение плосковершинного хонингования при ремонте шатунов ДВС // Доклады ТСХА: сб. статей. Вып. 288. М.: РГАУ-МСХА, 2016. С. 239—242.

2. **Трибологические** основы повышения ресурса машин: практикум / В.В. Стрельцов, А.М. Колокатов, И.Л. Приходько и др. М.: ФГОУ ВПО МГАУ, 2010. 168 с.

УДК 621.7

К.С. Мищенко
(Саратовский государственный университет им. Гагарина Ю.А.,
Институт электронной техники и машиностроения)
E-mail: kristina.neigebauer@yandex.ru

К вопросу о поверхностной пластической деформации дорожек качения шариковых подшипников

Рассмотрено поверхностное пластическое деформирование упорных и упорно-радиальных подшипников, а также факторы, оказывающие наибольшее влияние на процесс шариковой раскатки дорожек качения подшипников. Представлены графики зависимостей основных показателей процесса раскатки дорожек качения подшипников от технологических факторов, оказывающих наибольшее влияние на сам процесс раскатки.

Ключевые слова: *поверхностное пластическое деформирование, шариковая раскатка, подшипники, грузоподъемность, долговечность.*

Surface plastic deformation of the rings of thrust and thrust-radial bearings is considered. The factors that have the greatest influence on the process of ball rolling of the bearing raceways are considered. The graphs of the dependencies of the main indicators when rolling the bearing raceways from the technology factors that have the greatest influence on the rolling process itself are presented.

Keywords: *surface plastic deformation, ball rolling, bearings, load capacity, durability.*

Среди методов механической обработки деталей особое место занимает обработка методами поверхностной пластической деформации. Одним из важнейших преимуществ методов пластической деформации по сравнению с методами, основанными на резании металла, является обеспечение повышенной твердости, однородности микроструктуры и оптимальной текстуры прилегающих к поверхности слоев материала.

Повышенная твердость поверхностного слоя и благоприятная текстура металла способствуют повышению износостойкости, сопротивления усталости детали и в ряде случаев устраняют необходимость последующей термообработки. Однородность микроструктуры способствует повышению надежности изделий. Методы пластической деформации стабилизируют параметры поверхностного слоя и разброс по долговечности снижается.

В данной статье в качестве примера поверхностного пластического деформирования рассматривается шариковая раскатка дорожек качения подшипников. Однако при проведении критического анализа современных способов формообразования рабочих поверхностей раскаткой было выявлено, что сам процесс шариковой раскатки зависит от взаимодействия основных показателей процесса раскатки, таких как момент сопротивления вращению подшипника, статическая грузоподъемность подшипника, ударная грузоподъемность подшипника, с основными технологическими факторами: внешней нагрузки, числом раскатных шариков и временем обработки [1].

В процессе раскатки наружному кольцу подшипника придают вращение вокруг его оси. Под действием сил трения с обрабатываемой поверхностью раскатные шарики катятся по конической поверхности оправки, осуществляя на начальном этапе обработки пластическую деформацию дорожки качения, а при дальнейшем вращении — упругую деформацию. Внешнюю нагрузку при этом определяют из условия, что шарики воздействуют на дорожки качения с силой, вызывающей пластическую деформацию поверхности дорожек.

За счет пластической деформации дорожек качения на их поверхности образуется локальная дорожка качения, а радиус профиля этой локальной дорожки равен радиусу шарика. Поэтому профиль шариков при эксплуатации подшипника будет плотно прилегать к профилю дорожек качения, в результате чего вместо точечного контакта тел и дорожек качения получается линейный контакт.

Основной целью шариковой раскатки является повышение долговечности подшипников. Как известно, выбор подшипника осуществляется по его динамической грузоподъемности, которая должна обеспечить требуемую долговечность подшипника. Номинальная долговечность шарикового подшипника зависит от его динамической

грузоподъемности, эквивалентной динамической нагрузки и частоты вращения.

Таким образом, после раскатки максимальные контактные напряжения уменьшаются на 23 %. Поэтому можно достигнуть троекратного повышения долговечности подшипников.

Экспериментальные исследования процесса изготовления колец подшипников методом холодной шариковой раскатки проводили в целях технико-экономического обоснования использования этого процесса взамен существующих технологий шлифования.

Сложность процесса раскатки поверхности дорожки качения подшипника, взаимодействие большого числа факторов делают целесообразным использование методов математической статистики при его исследовании. Данные методы позволяют в значительной мере исключить интуитивный подход, заменив его научно обоснованной программой проведения экспериментальных исследований.

Среди множества приемов планирования экспериментов наиболее объективным является метод полного многофакторного эксперимента, который позволяет получить математическую модель даже при недостаточном знании механизма изучаемого процесса.

На основании анализа ряда работ в области обработки металлов давлением были выделены наиболее важные и значимые факторы. В качестве варьируемых факторов были приняты: число шариков, используемых при раскатке; осевое усилие, приходящееся на один шарик; время раскатки одного кольца. Обработка и оценка результатов проведенных исследований производились с помощью методик обработки экспериментальных исследований с использованием математической статистики.

Целью исследований являлось определение степени влияния варьируемых факторов при раскатке на момент сопротивления, ударную грузоподъемность, статическую грузоподъемность, которые выступали в качестве показателей процесса пластического деформирования.

На основании экспериментальных исследований и математических расчетов были построены графики зависимостей статической грузоподъемности от осевой нагрузки, числа шариков и времени обработки при раскатывании дорожек качения шариковых подшипников. Из них следует, что с возрастанием нагрузки увеличиваются степень упрочнения обработанной поверхности и размер поперечного сечения локальной дорожки качения, что приводит к снижению контактных напряжений в подшипнике, а следовательно, повышению статической грузоподъемности подшипника (рис. 1). Меньшее влияние на статическую грузоподъемность оказывает число раскатных шариков. С уменьшением их числа увеличивается нагрузка на шарики, что равносильно увеличению внешней нагрузки (рис. 2). При этом происходит увеличение статической грузоподъемности при увеличении времени обработки. Время обработки также оказывает значительное влияние на результаты. Объясняется это тем, что пластическая деформация дорожки качения происходит в течение нескольких оборотов колец подшипников. Но после того как пластическая деформация заканчивается, происходит стабилизация геометрических параметров дорожки качения и физико-механических свойств поверхностного слоя. Следовательно, с увеличением времени обработки повышается стабильность параметров подшипника (рис. 3) [2].

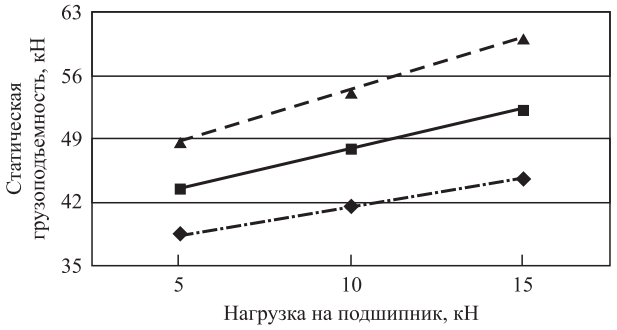


Рис. 1. Зависимость статической грузоподъемности подшипника от нагрузки, приложенной к подшипнику при обработке методом холодной шариковой раскатки:
◆ — минимальные значения; ■ — средние значения; ▲ — максимальные значения

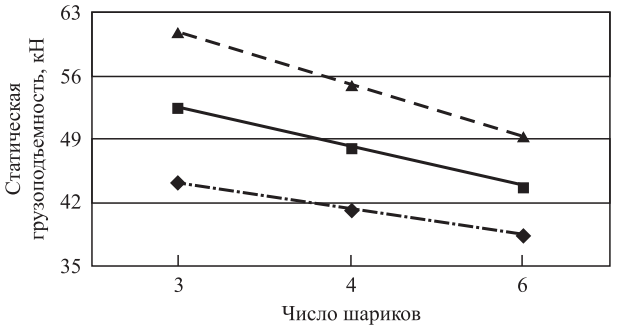


Рис. 2. Зависимость статической грузоподъемности подшипника от числа шариков при обработке методом холодной шариковой раскатки:
◆ — минимальные значения; ■ — средние значения; ▲ — максимальные значения

Проведенные предварительные экспериментальные работы кроме упомянутых выше зависимостей позволили выявить ряд особенностей раскатки, имеющих значение для проведения дальнейших исследований. Из экспериментов сле-

довало, что наибольшее влияние во всех проведенных экспериментах имела нагрузка, потому что улучшение параметров зависит от изменения поверхности дорожки качения, в нашем случае это ее пластическое деформирование, которое возможно при достижении определенных нагрузок.

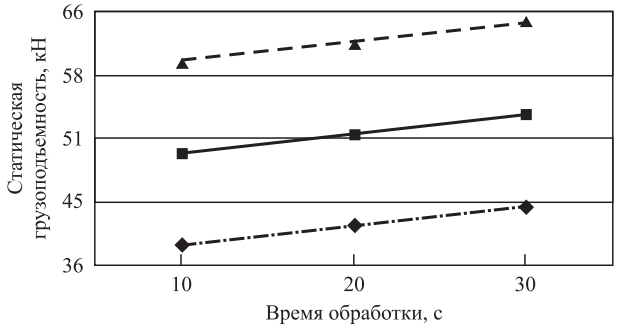


Рис. 3. Зависимость статической грузоподъемности подшипника от времени обработки методом холодной шариковой раскатки:
◆ — минимальные значения; ■ — средние значения; ▲ — максимальные значения

Исследования показывают, что более эффективно использовать операцию раскатки вместо шлифования. Это позволяет улучшить качество поверхности дорожек качения подшипника, снизить до минимума шероховатость [3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Королев А.В., Королев А.А.** Точная холодная торцовая раскатка. Саратов: Изд-во СГТУ, 2003. 142 с.
2. **Поверхностная** пластическая деформация дорожек качения шариковых подшипников / К.С. Нейгебауэр, А.В. Королев, Е.В. Мухина, Е.Н. Брызгалина. Саратов: Варна, 2016. 103 с.
3. **Нейгебауэр К.С., Королев А.В., Королев А.А.** Исследование нагрузочных параметров упорных подшипников // Путь науки. 2014. № 7 (7). С. 24—26.

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

СПРАВОЧНИК технолога-машиностроителя
в 2-х томах
Под ред. А.С. Васильева, А.А. Кутина
Издание 6-е, переработанное и дополненное. 2018 г. 1574 с.
В справочнике использованы стандарты, действующие на 1 января 2018 г.

Цена 15 000 руб.

Том 1. Приведены сведения по управлению качеством и точности изготовления деталей машин, рекомендации по выбору заготовок, припуски на механическую обработку, сведения по разработке различных технологических процессов изготовления деталей, по обработке деталей на станках с ЧПУ и агрегатных станках, даны рекомендации по оформлению технической документации.

Том 2. Приведены сведения о металлорежущих станках и инструментах, станочных приспособлениях, режимах резания, методах и средствах измерения, обработке поверхностей пластическим деформированием, электрофизикохимическим методам обработки и технологии сборки. Также дан технико-экономический расчет вариантов технологических процессов.

Шестое издание (5-е изд. 2003 г. под ред. А.Г. Косиловой, Р.К. Мещерякова и др.) переработано и дополнено в соответствии с новыми достижениями технологической науки и практики и действующими стандартами.

Для инженерно-технических работников всех отраслей машиностроения, может быть полезен преподавателям, аспирантам и студентам вузов.

ПРИОБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ
по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.793.182:621.7-4 + 621.893

Н.М. Барсуков, А.И. Беликов, В.Н. Калинин, В.В. Петров, М.А. Шарапков
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)
E-mail: belikov@bmstu.ru

Влияние толщины адаптивного слоя на твердость и износостойкость упрочняющего покрытия системы TiC—MoS_2

Исследовано влияние толщины вершинного адаптивного слоя MoS_2 в упрочняющем покрытии системы TiC—MoS_2 на микротвердость композиции "покрытие—подложка". Проведена сравнительная оценка влияния покрытия MoS_2 на износостойкость упрочняющего покрытия TiC.

Ключевые слова: *упрочняющее покрытие, антифрикционное покрытие, адаптирующее покрытие, микротвердость, износостойкость, тонкие пленки, электродуговое нанесение, магнетронное нанесение.*

Article is devoted to a research of influence of thickness of a MoS_2 topmost adaptive layer in the strengthening coating of TiC—MoS_2 system on composition "coating-substrate" microhardness. Comparative assessment of influence of a MoS_2 coating on wear resistance of the strengthening TiC coating is carried out.

Keywords: *hardening coating, antifrictional coating, adaptive coating, microhardness, wear resistance, thin films, arc sputtering, magnetron sputtering.*

Введение

Перспективы развития в области упрочняющих тонкопленочных покрытий, формируемых с использованием технологий вакуумного нанесения тонких пленок, связаны с формированием наноструктурных и нанокомпозитных покрытий, обладающих высокими механическими и трибологическими характеристиками. Существенным недостатком ряда сверхтвердых наноструктурных покрытий является высокий коэффициент трения в паре с металлами. Повышение трибологических характеристик таких покрытий возможно путем добавления в их состав компонентов, обладающих высокими антифрикционными свойствами, например твердосмазочных материалов класса дихалькогениды переходных металлов (MoS_2, WS_2, $MoSe_2$ и т. п.). Такие материалы обладают высокими эксплуатационными характеристиками, работоспособны в инертных средах и вакууме. Например, дисульфид молибдена работоспособен в диапазоне температур −80...+450 °С, допустимая динамическая нагрузка составляет более 150 МПа, а статическая — свыше 3000 МПа.

Рассматриваемые материалы имеют ламеллярное, слоистое строение, вследствие чего при увеличении нагрузки наблюдается снижение коэффициента трения, что связано с ориентационными эффектами при смещении слоев субструктуры под нагрузкой и увеличением их параллельности направлению трения. Прочная ковалентная связь в слоях между атомами молибдена и серы обеспечивает повышенную устойчивость к деформации и высокую химическую и термическую стабильность материала. Дисульфид молибдена устойчив в большинстве растворителей, обладает антикоррозионными свойствами, препятствует окислению деталей под воздействием влаги, паров, газов [1].

При трибологическом контакте пары трения в твердых упрочняющих покрытиях возникают высокие локальные контактные напряжения, а сдвиговые напряжения увеличиваются с повышением коэффициента трения. Рассматриваемые эффекты особенно проявляются на начальной стадии процесса, которая характеризуется как этап приработки, что приводит к снижению износостойкости твердых покрытий. Для решения этой проблемы используют мягкие притирочные покрытия, наносимые поверх твердых пленок, уменьшающие негативный эффект "жесткой" приработки. Тонкопленочные покрытия дисульфида молибдена обеспечивают низкий коэффициент трения сколь-

жения по стали (на уровне 0,1 и менее) сохраняют работоспособность при высоких контактных нагрузках. В связи с этим практический интерес представляет использование дисульфида молибдена в упрочняющих покрытиях, в том числе в качестве вершинного слоя, адаптирующего к высоким нагрузкам основной слой твердого покрытия, снижая негативные процессы на начальном этапе приработки за счет перераспределения контактных напряжений и их снижения. В этих целях покрытие дисульфида молибдена может быть нанесено поверх твердого покрытия на поверхности как технологического инструмента, так и деталей узлов трения.

Методика проведения экспериментов

Подготовка образцов для исследований. В качестве материалов покрытия для основного износостойкого слоя могут выступать карбиды и карбонитриды титана, обладающие высокой твердостью и низким коэффициентом трения за счет наличия углеродной фазы, а в качестве вершинного адаптивного слоя покрытия — дисульфид молибдена или дисульфид вольфрама [2]. Такое сочетание определяет сбалансированность системы "твердое покрытие — мягкое покрытие" по параметру коэффициент трения. В этом случае износ мягкого слоя не приведет к существенному изменению коэффициента трения при переходе контакта контртела к твердому слою и окончательное истирание адаптивного слоя не окажет существенного влияния на режимы работы узла трения.

В связи с этим базовым износостойким покрытием в представляемом исследовании служило покрытие TiC. Для оценки влияния толщины адаптивного слоя MoS_2 на износостойкость системы TiC—MoS_2, а также изучения влияния твердого подслоя на трибологические характеристики покрытий MoS_2 подготовили образцы с одинаковой толщиной базового износостойкого слоя 2,2 мкм. Толщина адаптивного слоя MoS_2 была различной, и при планировании экспериментов ее выбирали из ряда значений 0,5; 1,0; 1,5 и 2,0 мкм. Покрытия MoS_2 одновременно наносили как на подложки без покрытия, так и на подложки с предварительно нанесенным покрытием TiC. Состав покрытий подготовленных образцов представлен в таблице.

В качестве подложек в исследованиях использовали пластины из стали Х18Н10Т размером 20×20 мм и толщиной 1,5 мм. Предварительная подготовка образцов включала механическую полировку до значения параметра шероховатости Ra = 0,2 мкм, обработку в ультразвуковой ванне, обезжиривание спиртовым раствором.

Износостойкое покрытие TiC наносили методом электродугового осаждения титана в атмосфере ацетилена на установке PLATIT π80. Предварительно образцы очищали с использованием плазмы тлеющего разряда. В качестве мишени использовался цилиндрический титановый катод диаметром 80 мм и длиной 300 мм. В процессе формирования покрытий подложки нагревали до температуры 450 К.

Параметры структуры полученных на подложках покрытий

Номер образца	Покрытие	Фактическая толщина слоя TiC, мкм	Планируемая толщина слоя MoS_2, мкм	Фактическая толщина слоя MoS_2, мкм
1	TiC	2,2	—	—
2	TiC+ MoS_2	2,2	0,5	0,4
3	MoS_2	—	0,5	0,4
4	TiC+ MoS_2	2,2	1	1,1
5	MoS_2	—	1	1,1
6	TiC+ MoS_2	2,2	1,5	1,7
7	MoS_2	—	1,5	1,7
8	TiC+ MoS_2	2,2	2	2,1

Твердосмазочное покрытие наносили методом магнетронного распыления прессованной мишени MoS_2 диаметром 78 мм на вакуумной технологической установке кафедры "Электронные технологии в машиностроении" МГТУ им. Н.Э. Баумана. Атмосферу из рабочей камеры установки откачивали до остаточного давления 10^{-3} Па, нанесение покрытий осуществляли при давлении аргона 10^{-1} Па. Предварительно, перед нанесением покрытий, поверхность образцов обрабатывали с помощью автономного источника ионов с холодным катодом типа "Радикал".

Фактическую толщину полученных покрытий измеряли на толщиномере Calotest Compact компании CSM Instruments SA. Подготовку образцов осуществляли с использованием стального шара диаметром 50 мм. Изображения отпечатков сферы на покрытиях дисульфида молибдена различной толщины приведены на рис. 1. Они свидетельствуют о недостаточно высокой адгезии для покрытия толщиной 0,4 мкм, поскольку внешняя граница отпечатка имеет неровные края по окружности, характерные для отслаивающихся от основания фрагментов покрытия. Для покрытий дисульфида молибдена большей толщины наблюдаются ровные, четкие границы отпечатков, без видимых изъянов, что свидетельствует о высокой адгезии покрытия к основанию.

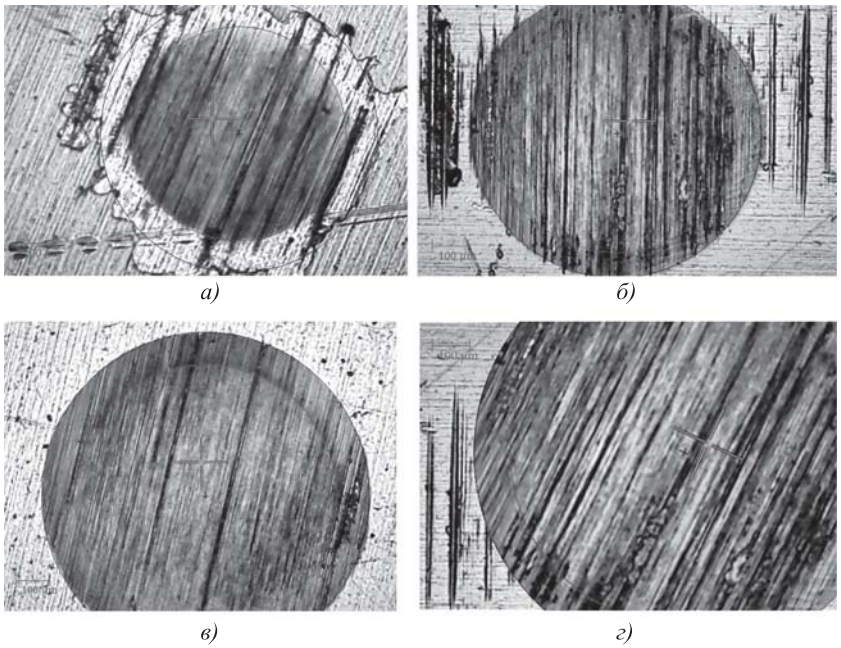


Рис. 1. Оптические изображения отпечатков шара, полученных в ходе проведения калотеста на образцах с покрытием MoS_2 толщиной 0,4 мм (*а*), 1,1 мкм (*б*), 1,7 мкм (*в*) и 2,1 мкм (*г*)

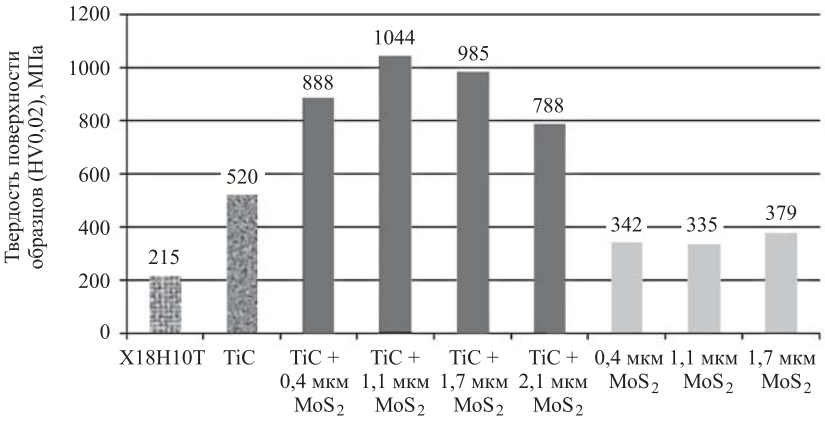


Рис. 2. Гистограмма средних значений микротвердости образцов, полученных на основе измерений по пяти точкам поверхности

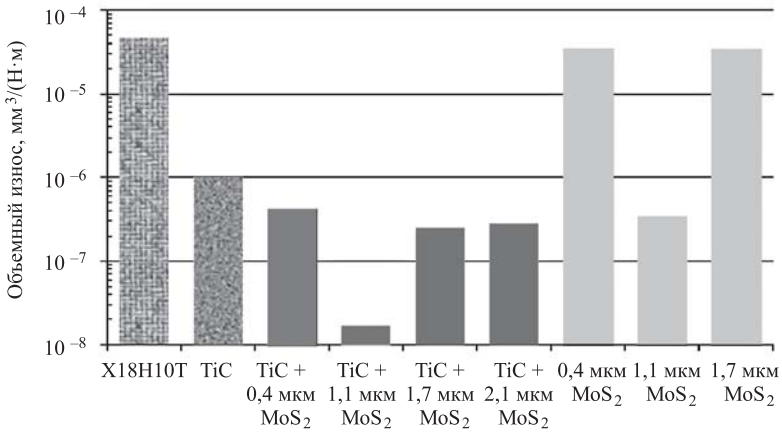


Рис. 3. Гистограмма значений объемного износа образцов

Измерение твердости образцов. Твердость износостойкого покрытия TiC измеряли по методике Оливера—Фарра на нанотвердомере NHT2-TTX (CSM Instruments SA) с использованием алмазной пирамидки Берковича при максимальной нагрузке 5 мН. Время приложения нагрузки и ее снятия — 30 с; длительность выдержки под нагрузкой — 10 с; число испытаний — 41. Измеренное значение нанотвердости составило (8,7±0,3) ГПа.

Поскольку наличие мягкого слоя MoS_2 на поверхности твердого покрытия затрудняет измерение нанотвердости методом наноиндентирования, подготовленные образцы подвергали испытаниям на микротвердость для оценки общего упрочняющего эффекта от применения покрытий. Измерения проводили на твердомере DuraScan20 (EMCO-TEST Prufmaschinen GmbH) вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием по методу восстановленного отпечатка (по Виккерсу) при следующем режиме: температура окружающей среды — (23±3) °С; испытательная нагрузка — 0,2 Н; оптическая система — объектив Emco-Test 40x/0,65 ∞/0 WD 0,7; индентор — алмазный индентор Виккерса; число измерений — не менее 5. Результаты измерений микротвердости исходной подложки и подложки с различными покрытиями на ее поверхности представлены на рис. 2.

Оценка износостойкости образцов. Трибологические характеристики покрытий измеряли на трибометре TRB S CE 0000 (CSM Instruments SA) по методу "шар—плоскость" в режиме возвратно-поступательного перемещения образца относительно неподвижного контртела — шарика диаметром 6 мм из карбида вольфрама.

Для проведения сравнительного анализа всех образцов использовали следующий режим испытаний: прикладываемая нагрузка — 1 Н; длина хода (амплитуда перемещений) — 8 мм; скорость перемещения — 10 см/с; длина пробега (путь трения) — 1500 м (31 250 циклов).

Объемный износ образца, мм^3/(Н·м), оценивали с использованием среднего значения площади сечения дорожки износа, которую определяли по результатам измерения пяти поперечных профилей дорожки износа на профилометре Dektak 150 (рис. 3).

Обсуждение результатов экспериментов

Влияние адаптивного слоя на микротвердость образцов. Результаты измерения микротвердости подготовленных образцов методом вдавливания алмазного индентора Виккерса при нагрузке 0,2 Н свидетельствуют о следующем. Нанесение упрочняющего покрытия TiC толщиной 2,2 мкм на стальную подложку привело к увеличению ее исходной твердости примерно в 2,5 раза. Нанесенный на поверхность покрытия TiC слой MoS_2 дополнительно увеличил твердость подложки с упрочняющим покрытием в 1,5...2 раза. Этот эффект проявлялся при любой, из экспериментального ряда, толщине адаптивного слоя MoS_2. Максимальный упрочняющий эффект наблюдается для слоя MoS_2 толщиной 1,1 мкм, что соответствует половине толщины твердого покрытия TiC. Кроме того, нанесение покрытия MoS_2 на исходную стальную подложку привело к увеличению твердости композиции более чем в 1,5 раза, при этом влияние толщины слоя MoS_2 на данный эффект несущественно. Однако для толщины слоя MoS_2 1,1 мкм наблюдается минимальное значение твердости, в отличие от случая применения такого же слоя на твердом покрытии TiC, когда твердость достигала максимального значения. Неочевидный факт увеличения твердости за счет использования на поверхности более мягкого покрытия может быть объяснен механизмом упругого восстановления отпечатка. Видимо, в процессе наноиндентирования поверхности с твердосмазочным покрытием за счет снижения трения в области скольжения поверхности индентора по контакту с образцом происходит снижение касательных напряжений, что приводит к уменьшению пластических деформаций и способствует упругому восстановлению отпечатка. Вследствие этого упрочняющий эффект от применения адаптивного покрытия следует оценивать с учетом износостойкости.

Влияние адаптивного слоя на износостойкость. Трибометрические испытания показали, что во всех случаях происходило повышение износостойкости поверхности, однако можно отметить следующие особенности. Для случаев нанесения покрытий дисульфида молибдена непосредственно на стальную подложку наблюдался существенный эффект снижения износа для покрытия MoS_2 толщиной 1,1 мкм, за время испытаний покрытие полностью не износилось, износ покрытия почти на два порядка был ниже износа подложки при тех же условиях испытаний. Покрытия MoS_2 толщиной 0,4 и 1,7 мкм полностью разрушились за время испытаний, при этом продемонстрировали общее снижение износа примерно на 30 % по отношению к износу стальной подложки.

Для случаев применения покрытий MoS_2 разной толщины на твердом покрытии TiC во всех случаях наблюдалось повышение износостойкости по отношению к покрытиям MoS_2 на стальной подложке, без твердого подслоя.

Применение адаптивных покрытий MoS_2 на поверхности твердого покрытия TiC приводило к снижению суммарного износа более чем в 2 раза. Максимальный эффект наблюдался для покрытия MoS_2 толщиной 1,1 мкм, приведший к снижению износа почти в 60 раз.

Заключение

Проведенные исследования свидетельствуют о существенном влиянии мягкого адаптивного покрытия MoS_2, нанесенного поверх твердого износостойкого покрытия TiC, на твердость и износостойкость последнего.

По результатам выполненной работы можно сделать следующие выводы:

1. Использование на покрытии TiC толщиной 2,2 мкм адаптивного слоя MoS_2 вдвое меньшей толщины (1,1 мкм) обеспечивает повышение микротвердости композиции в два раза. При этом суммарная интенсивность изнашивания для системы TiC—MoS_2 снижается почти на два порядка.

2. Применение покрытия TiC в качестве твердого подслоя приводит к существенному повышению износостойкости покрытия MoS_2 (в работе для величины износа была зафиксирована разница почти на два порядка).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Иванов В.В., Марченко Ю.В.** Перспективы применения дисульфида молибдена для формирования вибрационных механохимических твердосмазочных покрытий // Вестник ДГТУ. 2010. Т. 10. № 3 (46). С. 381—385.

2. **Исследование** трибологических характеристик тонкопленочных антифрикционных упрочняющих композитных покрытий при сухом трении в среде гелия / А.И. Беликов, С.Е. Белов, М.Н. Боровков и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 7. С. 17—22.

УДК 621.78

И.А. Исакин, С.Ф. Гнюсов
(Национальный исследовательский Томский политехнический университет)
E-mail: ilia.tomsk@yandex.ru

Модификация быстрорежущих сталей концентрированными потоками энергии: обзор

В обзоре кратко описаны все возможные виды поверхностного упрочнения быстрорежущих сталей концентрированными потоками энергии (КПЭ). Описана формирующаяся структура поверхности стали типа Р6М5 после облучения лазерными лучами разной интенсивности и ее влияние на эксплуатационные свойства. Проведен детальный анализ влияния различных способов комбинированной обработки КПЭ, включающих в себя закалку, оплавление, легирование с последующей термической обработкой быстрорежущих сталей. Оценена роль остаточного аустенита в изменении износа образцов из стали Р6М5. Выполнен критический обзор и обобщены результаты исследований зарубежных ученых. Сформулированы основные направления будущих исследований.

Ключевые слова: *сталь Р6М5, поверхностная обработка, концентрированные потоки энергии, лазерная закалка, оплавление, микроструктура, микротвердость.*

The review briefly describes all possible types of surface hardening of high-speed steels with concentrated energy flows (CEF). The emerging structure of the surface of steel of the M2 type is described after irradiation with laser beams of different intensities and its effect on the operational properties. A detailed analysis of the influence of various methods of combined treatment of CEF including quenching, melting, alloying and subsequent heat treatment of high-speed steels is carried out. The role of residual austenite in the change in wear of samples from M2 steel is evaluated. The article a critical review and generalization of the results of studies by foreign scholars. The main directions of future research are formulated.

Keywords: *M2 steel, surface treatment, concentrated energy flows, laser hardening, melting, microstructure, microhardness.*

До середины XIX в. скорость обработки конструкционных материалов резанием не превышала 5 м/мин. Английскому металлургу Р. Мюшетту удалось получить сталь (2,15 % C, 0,38 % Mn, 5,44 % W, 0,4 % Cr), которая позволила в полтора раза увеличить скорость резания металла — до 7,5 м/мин. В начале XX в. сталь американских инженеров Тэйлора и Уатта с высоким содержанием вольфрама получила название быстрорежущей, резцы из такой стали обрабатывали металл со скоростью резания 18 м/мин. В 1916 г. появилась сверхбыстрорежущая сталь, допускающая скорость резания до 35 м/мин. Благодаря вольфраму за 50 лет было достигнуто повышение производительности металлорежущих станков более чем в 7 раз [1].

В современном металлообрабатывающем производстве 80 % всех сплавов обрабатываются быстрорезами следующих марок по стандарту СНГ ГОСТ: Р18, Р12Ф5К5, Р6М5, Р2М10К8 и др. (зарубежные аналоги по стандарту США AISI: T1, T15, M2, M42 соответственно). Из быстрорежущих сталей изготавливают практически весь обрабатывающий инструмент: резцы, фрезы, зенкеры, протяжки, долбяки, шеверы, метчики и развертки [1]. Стойкость инструмента является экономическим и техническим показателем процесса механической обработки. Поэтому достижение максимальной износостойкости режущего инструмента — важнейшая задача современного машиностроения.

В последнее десятилетие наблюдается интенсивное развитие технологий обработки материалов концентрированными потоками энергии (КПЭ). Потоки плазмы, ионные пучки, электронный и лазерный луч широко применяются для процессов резки, сварки и поверхностного упрочнения металлов и сплавов. Особое внимание заслуживают методы модифицирования поверхности КПЭ. Они позволяют увеличить износостойкость деталей машин и обрабатывающего инструмента в 2—5 раз [2—6]. Однако для большинства конструкционных сталей отсутствуют общепринятые концепции теории поверхностного упрочнения КПЭ.

Основными причинами как высокой эффективности поверхностного упрочнения КПЭ, так и проблем, связанных с исследованием превращений, происходящих в металле при обработке КПЭ, являются сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения ($10^3...10^{10}$ °C/c) и кратковременность воздействия КПЭ ($10^{-1}...10^{-6}$ с).

В статье приводится обзор результатов исследований модифицирования поверхностных слоев

быстрорежущей стали Р6М5 (AISI M2) с помощью КПЭ. Рассмотрены следующие виды поверхностного упрочнения: закалка, оплавление, химико-термическая обработка, текстурирование, легирование, наплавка и сочетание этих операций в комбинированных технологиях.

Цель работы — анализ и интеграция теоретических и экспериментальных данных по эволюции структурно-фазового состава и эксплуатационных свойств быстрорежущей стали типа Р6М5 в зависимости от параметров КПЭ, полученных отечественными и зарубежными авторами, а также определение направлений будущих исследований.

Поверхностная обработка быстрорежущих сталей КПЭ. Интенсивное развитие обработки материалов КПЭ началось в середине XX в. В конце 50-х — начале 60-х гг. появились первые оптические квантовые генераторы, плазменные и электронно-лучевые установки для решения производственных задач плавки, резки и сварки металлов. Работы по термической обработке поверхности инструментальных сталей с помощью КПЭ появились в 70-е гг. (В.С. Великих, В.П. Гончаренко, В.С. Картавцев). Первыми авторами, которые объединили теоретические и экспериментальные результаты отечественных и зарубежных ученых по данной тематике, стали Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев и В.П. Вейко [1—5].

В последние двадцать лет бурно развиваются технологии КПЭ для поверхностного упрочнения металлов и сплавов, применяемых во всех отраслях промышленности. Великий вклад в это развитие внесли следующие ученые: А.Г. Григорьянц, С.И. Яресько, Е.И. Тескер, В.А. Полетаев, В.С. Дьяченко, А.В. Бровер, M. Ripoll, N. Ojala, S. Kac, J. Kusinski (лазерные технологии); А.Е. Балановский, В.А. Коротков, Е.Н. Сафонов, A. Akbari, H.T. Cao, H.C. Barshilia, B. Deepthy, X.W. Wu, Q.W. Huang (плазменные технологии); М.Г. Голковский, С.Ф. Гнюсов, В.Е. Панин, В.Г. Дураков, А.С. Новиков, Ю.Ф. Иванов, X.X. Mei, W.F. Sun, S.Z. Hao, Y. Samih, G. Marcos, K. Zhang, J. Zou (электронно-лучевые технологии) [2—50].

Высокие требования, предъявляемые заказчиком, к точности деталей, требуют увеличения скоростей резания, что приводит к снижению стойкости обрабатывающего инструмента и быстрому его износу, а это влечет за собой затраты времени на переточку резцов. Известно, что для повышения эффективности и производительности предприятия необходимо исключить простой оборудования. Поэтому повышение стойкости инструмента является актуальной задачей для обрабатывающего производства. В настоящее время эта проблема успешно решается с помощью поверхностной модификации КПЭ: закалки, азотирования, борирования, легирования, напыления, наплавки.

Первая работа, посвященная изучению влияния параметров режимов облучения лазерным и электронным лучом стали М2 (Р6М5) на геометрию переплавленного металла и формирующуюся микроструктуру, была проведена американским исследователем P.R. Strutt [7]. Он построил модель теплопередачи, с помощью которой рассчитал глубину, ширину переплавленной зоны и скорость кристаллизации стали в зависимости от скорости движения источника КПЭ. Расхождение экспериментальных данных с расчетными составляло 5...20 % в зависимости от режимов обработки. В работе [8] автор исследовал влияние различных условий при лазерной обработке быстрорежущей стали этой же марки на микроструктуру и свойства упрочненного слоя. J. Kusinski при обработке инструмента сравнивал следующие параметры: тип лазера (CO_2 и неодимовый) и параметры режимов (энергия, скорость сканирования), защитный газ, наличие поглощающего графитового покрытия, температура отпуска после лазерной обработки. Максимальную стойкость резания показали инструменты, обработанные Nd: YAG-лазером и отпущенные при температуре 600 °С.

Китайские исследователи G. Shi, P. Ding, J. Liu исследовали влияние исходной микроструктуры, режимов лазерного облучения и температуры последующего отпуска на количество остаточного аустенита и распределение микротвердости в переплавленном слое быстрорежущей стали [9]. Сочетание поверхностной обработки CO_2-лазером и последующего отпуска при 600 °С позволяет получить микротвердость на уровне 1100 HV и снижение количества остаточного аустенита с 20 до 10 %. Изменение морфологии поверхности стали Р6М5 в зависимости от энергии и формы импульса CO_2-лазера исследовали в работе [10].

Бразильские ученые рассмотрели процесс очистки окисленной поверхности этой стали с помощью лазерной абляции [11]. Полная очистка поверхности неодимовым лазером сопровождается подплавлением микронного слоя, в результате чего происходит образование аустенита из мартенсита, что ведет к потере твердости. Подробное исследование микроструктуры стали М2 после оплавления CO_2-лазером проводилось посредством растровой, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской спектроскопии [12]. Структура оплавленной зоны имела дендритное строение в

верхней ее части и ячеистое — в нижней и состояла из мартенситной матрицы и карбидов типа M_6C (где M: W, Cr, Mo) и VC. Исследования, связанные с формированием микроструктуры стали М2 в условиях направленной и объемной кристаллизации при скоростном лазерном нагреве, проводили авторы работ [13—16]. Структура и свойства быстрорежущих сталей М2, ASP23, ASP30, М42 после лазерного модифицирования описаны в работах [14, 17]. Статьи [18, 19] посвящены численному и экспериментальному анализу твердости, толщины упрочненного слоя и изучению трибологических характеристик стали М2 после упрочнения лазерным излучением.

С.И. Яресько разработал технологию поверхностного лазерного упрочнения режущего инструмента, изготовленного из сталей Р18, Р6М5, Р9М5, Р9К5, ВК8, Р12М3Ф2К8. Рекомендации по выбору параметров режимов лазерного упрочнения, приведенные в работе [6], позволяют повысить стойкость инструмента в 1,5—3 раза.

Упрочняющую обработку КПЭ проводят без изменения и с изменением химического состава поверхностных слоев. Изменение химического состава не происходит или происходит незначительно (образование оксидов) в случае отсутствия защитного газа при лазерной и электронно-лучевой обработке. Химический состав изменяется в процессе плазменной и ионно-пучковой обработки, а также в случаях использования легирующих присадок. Особенности формирования микроструктуры упрочняющих слоев быстрорежущих сталей с помощью источников плазмы приведены в работах, посвященных плазменной имплантации азота и углерода [20], плазменному азотированию [21—22], плазменной закалке [23, 24], плазменно-дуговому легированию [25]. Данные по повышению стойкости инструмента с помощью лазерного легирования сталей М2, X40CrMoV5-1, 32CrMoV12-29 боридами (CrB и VB_2) и карбидами таких металлов, как V, Ti, W, Nb, Ta, приводится в работах [26—29]. Облучение поверхности быстрорежущей стали интенсивным импульсным ионным пучком проводили авторы работы [30].

Сталь Р6М5 используется не только для изготовления обрабатывающих инструментов, но и в качестве упрочняющих слоев деталей различного назначения. Из быстрорежущих сталей изготавливают детали для микро- и наноэлектромеханических систем контактного скольжения, которые получают методами лазерного спекания [31] и селективного лазерного сплавления [32] или обрабатывают лазерным микрооблучением [33]. Упрочняющие слои, где в качестве наплавочного материала используется порошок из быстрорежущей стали и других композиционных смесей, наносят на детали машин, работающих в условиях ударных, знакопеременных нагрузок, повышенных температур, высоких линейных скоростей скольжения, дефицита смазки, агрессивных сред и различия абразивных частиц. К таким изделиям относятся кулачки, клапаны, блоки цилиндров, детали машин нефтяной, горнодобывающей промышленности и прокатного сектора [34—40].

Помимо обработки быстрорежущих сталей необходимо упомянуть ряд инструментальных сталей, которые также упрочняют методами поверхностной обработки КПЭ. Инструменты горячей обработки — стали Н13 [41—42] и Н12 [43], холодной обработки — стали X42Cr13 [44], D2 [45, 46], а также стали ISO P25, M15, K30, SAE 52100 [47—49].

Микроструктура и свойства стали Р6М5 (М2) после обработки КПЭ. Поверхностную обработку сталей КПЭ проводят без оплавления, с оплавлением и с частичным испарением материала. Первые два варианта носят название закалки из твердого и жидкого состояний соответственно. Однако у высоколегированных сталей, в том числе быстрорежущих, при оплавлении поверхности происходит снижение твердости [2]. Третий вариант с частичной абляцией материала применяют для очистки поверхности от оксидов [11], микротекстурирования поверхности трения [19].

При рассмотрении вопросов поверхностного упрочнения металлов КПЭ необходимо учитывать следующие проблемы. Во-первых, нагрев поверхности КПЭ происходит с высокой скоростью, теоретические значения которой находятся в широком интервале: $10^3...10^{10}$ °С/с, но на практике, при упрочнении реальных деталей, скорости нагрева сильно отличаются от теоретических значений и составляют $10^2...10^6$ °С/с. Немногие авторы придают этому большое значение и в своих работах указывают скорости нагрева и охлаждения в виде не точных значений, а диапазонов, например $10^4...10^6$ °С/с. Однако стоит иметь в виду, что крайние значения указанного диапазона отличаются не в 2 и даже не в 5 раз, а на целые порядки. Понятно, что существуют некоторые трудности, которые не позволяют достаточно точно определить реальные скорости нагрева и охлаждения материала, и далеко не у всех исследователей есть соответствующее оборудование, поэтому приходится выполнять расчеты с помощью специального программного обеспечения. Во-вторых, процессы фазовых превращений при нагреве и охлаждении в условиях высоких скоростей никто подробно не исследовал. Практически все авторы описывают конечную структуру, по ко-

торой делают выводы о кинетике кристаллизационных процессов. Никто подробно не исследовал вопросы структурно-фазовых превращений в сталях при высокоскоростном нагреве, когда преобладают бездиффузионные процессы неклассического материаловедения. В-третьих, нет общепринятых теорий по поверхностному упрочнению.

Для поверхностного упрочнения и оплавления быстрорежущих сталей используют углекислотные [7—10, 12, 13], неодимовые (Nd: YAG) [11, 14, 15—19] и диодные лазеры [27—29]. Для лазерного упрочнения без оплавления характерны зоны упрочнения и термического влияния (УЗ и ЗТВ). При лазерном оплавлении появляются оплавленная и частично оплавленная зоны. Структура упрочненной зоны Р6М5 состоит из мелкодисперсного мартенсита, нерастворенных карбидов M_6C, MC и выделившихся карбидов M_6C, M_2C, MC [9].

G. Shi с соавторами в работе [9] проводили обработку CO_2-лазером (1,5 кВт) упрочненной стали (800 HV). После лазерной закалки материал толщиной 0,6 мм имел микротвердость до 1200 HV. Однако на расстоянии до 0,2 мм от поверхности твердость изменилась незначительно, что авторы объясняют снижением доли карбидов из-за частичного растворения. Данный "провал" твердости удается исправить последующим отпуском (600 °С). Упрочнение материала происходит из-за превращения аустенита в мартенсит и выпадения дисперсных карбидов.

Авторы работы [18] проводили поверхностную закалку отожженной стали М2 неодимовым лазером (2 кВт) и получили равномерно упрочненный слой (1000 HV) толщиной 0,6 мм и плавное снижение твердости (400 HV) до глубины 1,4 мм. Исследователи добились увеличения износостойкости на 30 % по сравнению с традиционным термическим упрочнением. С.И. Яресько разработал ряд рекомендаций, позволяющих увеличить стойкость режущего инструмента в 1,5—3 раза для ряда быстрорежущих сталей (Р18, Р6М5, Р9М5, Р9К5, ВК8, Р12М3Ф2К8) с помощью лазерной обработки без оплавления [6]. Лазерную закалку быстрорезов необходимо проводить без защитного газа, этот фактор позволяет получить на поверхности обработанной стали высоколегированную оксидную пленку, которая увеличивает износостойкость инструмента.

P.R. Strutt первым исследовал влияние режимов лазерной обработки на геометрию оплавленной зоны, скорость охлаждения и формирующуюся микроструктуру. Форма изотерм зависит как от скорости обработки, так и от мощности луча.

Американский исследователь эмпирически определил значения скоростей охлаждения расплавленной зоны, которые равняются $3{,}9\cdot10^4...5{,}0\cdot10^6$ °С/с при скоростях сканирования 1,5...100 см/с (мощность лазера 375 Вт, диаметр фокусного пятна 0,5 мм) [7]. Теоретические значения скоростей охлаждения для некоторых режимов расходятся на целый порядок. С увеличением скорости обработки уменьшается время взаимодействия лазера с материалом, следовательно, снижается количество теплоты, вводимой в сталь, что приводит к образованию литого ядра меньшего объема. Формы изотерм плавления подтверждаются рядом исследований [13, 15, 16].

В зависимости от режимов оплавления кристаллизация ванны расплава может быть направленной, объемной, эвтектической и перетектической [13]. Структура переплавленной зоны в зависимости от условий кристаллизации может состоять из ячеек (клеток), дендритов с ячейками и дендритов. Внутри ячеек могут присутствовать пластинки мартенсита, остаточный аустенит и эвтектика по границам зерен [12—16].

Кристаллизация ванны расплава, создаваемой лазерным лучом на металлической поверхности, начинается на частично переплавленных бывших аустенитных зернах. На первом этапе направленной кристаллизации происходит рост ячеек и начинают формироваться новые ячейки. Затем формируются дендритные клетки в связи с ячеисто-дендритным ростом. Такой процесс продолжается до тех пор, пока площадь оплавленной поверхности перед фронтом кристаллизации достаточно ограничена, чтобы предотвратить образование новых зародышей кристаллов в расплаве. Тем не менее наряду с удалением от нижней части ванны расплава нижний температурный градиент вызывает увеличение области расплавленной поверхности, что приводит к появлению объемной кристаллизации. Зарождение зерен происходит не в случайных местах переохлажденной жидкости, а фронт кристаллизации уже не непрерывный. В результате объемной кристаллизации преобладает дендритная структура. Эвтектическая и перетектическая кристаллизация имеют место в случае обогащения расплава углеродом, что приводит к образованию эвтектических составляющих и пластинок цементита [12—16]. Углерод может попасть в расплавленный металл из графитового покрытия, которое используют для увеличения коэффициента поглощения лазерного луча [2, 8, 13].

После лазерного оплавления стали М2 образуются оплавленная, частично оплавленная зоны и ЗТВ [16]. В оплавленном объеме формируется дендритно-ячеистая структура, вокруг которой располагается эвтектика аустенит — карбид. В зоне

частичного оплавления присутствуют первичные карбиды типа MC, которые подверглись частичному расплавлению, что способствует увеличению концентрации углерода и легирующих элементов, приводящему к образованию эвтектики вокруг карбидов.

В ряде работ [8, 12—16] приведены противоречивые данные, касающиеся формирующегося структурно-фазового состава в результате лазерного оплавления. J. Kusinski первым исследовал микроструктурные различия в оплавленном слое стали М2 после обработки неодимовым лазером и CO_2-лазером. Оплавление поверхности стали с помощью неодимового лазера приводит к образованию структуры мартенсита и карбидной фазы (M_6C, M_2C), в то время как после оплавления CO_2-лазером в структуре образуются остаточный аустенит, мартенсит и карбиды [8]. В работе [12] исследователи утверждают, что после оплавления поверхности этой стали CO_2-лазером в микроструктуре модифицированного слоя отсутствует γ-фаза и присутствуют нерастворенные первичные карбиды M_6C, MC. A. Dziedzic подтверждает наличие остаточного аустенита и сообщает о присутствии цементитных пластинок после оплавления поверхности быстрорежущей стали углекислотным лазером [13]. C.T. Kwok [14], K.Y. Benyounis [15], J. Arias [16] обнаружили остаточный аустенит в стали М2 после оплавления неодимовым лазером. Однако γ-фаза может присутствовать не во всем переплавленном объеме, а только в центральной части [15], а в состав упрочняющих частиц могут входить карбиды типа $M_{23}C_6$, M_7C_3 [14].

Подробные микроструктурные исследования стали М2 после лазерного оплавления принадлежат испанским ученым [16], которые исследовали не только оплавленную зону, но и зону частичного оплавления, где была обнаружена δ-эвтектоидная фаза. Отличия структурно-фазового состава переплавленного слоя зависят от исходной структуры (размеры и распределение карбидной фазы), параметров лазерной обработки, скоростей охлаждения и кристаллизации ванны расплава [7—19]. По мнению авторов работы [14], превращения в стали М2 при охлаждении после лазерного оплавления происходят по механизму

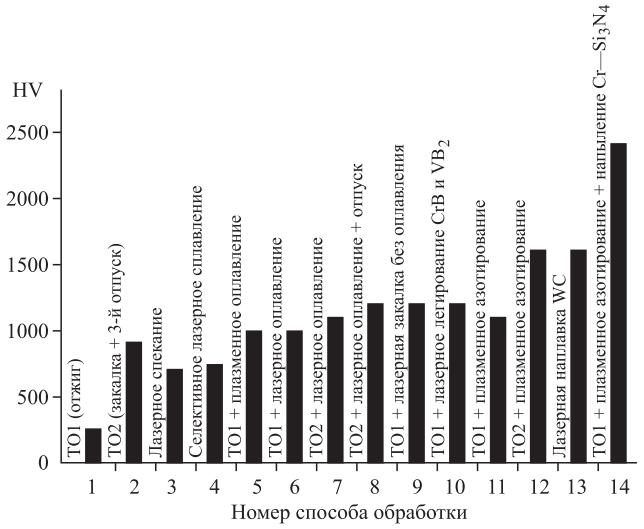
$$Ж \rightarrow Ж + \delta \rightarrow Ж + \delta + \gamma \rightarrow Ж + \delta + \gamma + K \rightarrow \rightarrow \gamma + K \rightarrow \gamma + \alpha + K,$$

где Ж — жидкий расплав; δ — δ-феррит; γ — аустенит; α — мартенсит; K — карбиды металлов (V, W, Mo, Cr).

С помощью лазерной обработки представляется возможным упрочнить слой стали М2 толщиной до 1,5...2 мм до 1200 HV без оплавления. Такую обработку успешно применяют для увеличения стойкости режущего инструмента. Оплавление поверхности можно производить на большую глубину, но это приводит к уменьшению твердости стали из-за растворения карбидной фазы и образования остаточного аустенита. Авторы работ [8, 12—16] получали оплавленный слой толщиной 100...500 мкм, при этом конечная микроструктура несколько отличалась, а твердость незначительно снижалась. Увеличение твердости оплавленного слоя до 1200 HV можно получить с помощью дополнительной термической обработки — отпуска. Оптимальным температурным интервалом для отпуска после лазерного оплавления является 500...600 °С [8]. При этом установлено, что после такой обработки резцы, упрочненные неодимовым лазером, обладают большей износостойкостью, чем резцы, упрочненные CO_2-лазером.

Для сравнительного анализа уровня упрочнения на основании приведенных в литературе данных построен график максимальных значений твердости, полученных после поверхностного упрочнения стали Р6М5 различными способами (рисунок).

Наибольший уровень упрочнения (1200 HV) поверхности без изменения химического состава можно получить с помощью следующих способов обработки: № 8: ТО2 + лазерное оплавление + отпуск и № 9: ТО1 + лазерная закалка без оплавления. При сравнении способов обработки № 8 и 9 необходимо отметить, что способ обработки № 8 требует на порядок больших энергетических затрат, так как обычно перед ТО2 (закалка + 3-й отпуск) проводится ТО1 (отжиг) для исключения карбидной ликвации стали, которая является причиной нафталинового излома при эксплуатации.



Микротвердость поверхности после упрочнения стали Р6М5 различными способами с применением КПЭ

Изменение химического состава при обработке КПЭ оправдывается увеличением уровня упрочнения до 1600 HV и выше. Такой результат можно получить с помощью поверхностной химико-термической обработки (№ 12), наплавки (№ 13) и напыления [50]. Максимальный эффект упрочнения поверхности стали М2 получается в результате комбинированной обработки № 14. Несмотря на то, что толщина напыления составляет всего около 2 мкм, в сочетании с предварительным плазменным азотированием толщина упрочненного слоя может составлять более 100 мкм. Покрытие Cr—Si_3N_4 на азотированной стали М2 имеет умеренную жесткость и высокую ударную вязкость (H.C. Barshilia, B. Deepthi).

Широкое применение получили также следующие виды поверхностного упрочнения инструментов и деталей машин в комбинации с предварительным или последующим лазерным нагревом: азотирование; борирование; покрытия, полученные методами физического и химического осаждения; механотермическая и деформационная обработки, а также другие виды покрытий, полученные с помощью процессов наплавки и напыления.

Таким образом, с помощью поверхностной лазерной обработки стали Р6М5 получают упрочненные слои толщиной до 1,5...2 мм без оплавления, которые повышают износостойкость исходной отожженной стали в 9 раз и на 30...50 % больше, чем у закаленной и трижды отпущенной стали. Представляется возможным проводить оплавление поверхности на глубину от десятков микрометров до нескольких миллиметров, однако в рассмотренных работах этот диапазон составляет 10...1000 мкм. Несмотря на некоторое уменьшение твердости упрочненной в печи стали из-за образования остаточного аустенита после лазерного оплавления, ряд авторов утверждает, что данный факт позволяет расширить области применения данной марки стали [7, 8, 10, 11, 15, 19]. Лазерное оплавление мартенситной инструментальной стали X42Cr13 приводит к образованию от 16 до 98 % остаточного аустенита в зависимости от режимов обработки [44]. В процессе эксплуатации такая сталь демонстрирует высокие свойства износа при доле аустенита 16...70 % по сравнению со сталью, упрочненной традиционным способом, благодаря $\gamma \rightarrow \alpha$-превращению в процессе трения.

В работе [11] после лазерной очистки поверхности стали М2 в оплавленном слое было обнаружено 25 % остаточного аустенита. Авторами данного обзора было проведено поверхностное оплавление упрочняющих слоев на основе стали М2 неодимовым лазером (способ нанесения покрытия описан в работе [34]), и обнаружено увеличение доли остаточного аустенита до 50 %.

Аустенитная и аустенитно-мартенситная матрицы с карбидами идеально подходят для тяжело нагруженных пар трения. В общем случае при поверхностном упрочнении деталей машин требуются износостойкие слои толщиной 1...5 мм [3]. С помощью КПЭ представляется возможным создавать такие упрочняющие слои различного структурно-фазового состава. А последующая обработка полученных покрытий КПЭ позволяет модифицировать структуру упрочняющих слоев в пределах необходимой толщины. Поверхностный нагрев КПЭ без оплавления, с оплавлением или с частичным испарением материала эффективно проводить не для всей поверхности, а только для определенной ее части, такая обработка называется дискретной. Авторы работы [19] определили долю обработанной площади поверхности стали М2 при дискретном текстурировании. При такой обработке на поверхности образуются лазерные дорожки (треки), которые состоят из микроямок, образованных в результате абляции материала. Полученные микроямки служат резервуарами для хранения смазки, которая постепенно вовлекается в контакт при трении. Максимальную износостойкость получили при доле обработанной поверхности, равной 56 %.

Сталь Р6М5 состоит из вязкой аустенитно-мартенситной матрицы и карбидных частиц, которые отвечают за высокую износостойкость и обеспечивают стойкость при повышенных температурах. Анализ литературы показал возможность регулировать в широком диапазоне структурно-фазовый состав данной стали с помощью КПЭ, что позволяет применять ее не только для изготовления быстрорежущих инструментов, но и для деталей машин различного назначения.

Основополагающая проблема — нечеткое понимание процессов структурно-фазовых переходов в стали Р6М5 в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения при обработке КПЭ. Эта проблема в полной мере относится к большей части конструкционных металлов и сплавов. Сегодня нет общепринятых рекомендаций по выбору исходной структуры материала, источника КПЭ, режимов обработки для получения требуемых эксплуатационных характеристик и в наибольшей степени к предварительно созданным с помощью КПЭ композиционным покрытиям, которые далее дополнительно обрабатываются КПЭ в импульсном режиме (так называемая комбинированная обработка) в целях повышения износостойкости пар трения, работающих в условиях высоких контактных нагрузок.

Решение этой проблемы позволит как пересмотреть и усовершенствовать теории структурно-фазовых превращений, описанных в классическом материаловедении, так и расширить области применения данных покрытий. Такие знания помогут построить полноценные модели, с помощью которых можно будет осуществлять расчет параметров обработки исходя из требуемых свойств материала. Это позволит ускорить развитие технологических процессов поверхностной обработки материалов с помощью КПЭ. Широкое применение получат комбинированные и гибридные технологии упрочнения поверхности и сварки металлов с применением КПЭ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Быстрорежущая** сталь // Википедия — свободная энциклопедия. URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/Быстрорежущая_сталь (дата обращения: 20.11.2016).
2. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.** Технологические процессы лазерной обработки. М., Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
3. **Сафонов Е.Н.** Плазменная закалка деталей машин. Нижний Тагил, НТИ (филиал) УрФУ, 2014. 116 с.
4. **Вейко В.П.** Лазерная микрообработка. СПб., СПб ГУИТМО, 2005. 54 с.
5. **Рыкалин Н.Н.** Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
6. **Яресько С.И.** Повышение работоспособности металлорежущего инструмента на основе совершенствования технологических процессов лазерного импульсного упрочнения: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.07. Волгоград, 2010. 490 с.
7. **Strutt P.R.** A Comparative Study of Electron Beam and Laser Melting of M2 Tool Steel // Mater. Sci. Eng. 1980. Vol. 44. P. 239—250.
8. **Kusinski J.** Microstructure, chemical composition and properties of the surface layer of M2 steel after laser melting under different conditions // App. Surf. Sci. 1995. Vol. 86. P. 317—322.
9. **Microstructure** and properties of laser surface hardened M2 high speed steel / G. Shi et al. // Acta. Metall. Mater. 1995. Vol. 43. No. 1. P. 217—223.
10. **Surface** modification of stainless steels by TEO CO_2 laser / M.T. Trtica et al. // App. Surf. Sci. 2001. Vol. 177. P. 48—57.
11. **Microstructural** changes due to laser ablation of oxidized surfaces on an AISI M2 tool steel / Lima M.S.F. et al. // Mater. Sci. Eng. 2003. Vol. 344. P. 1—9.
12. **Kac S., Kusinski J.** SEM and TEM microstructural investigation of high-speed tool steel after laser melting // Mater. Chem. Phys. 2003. Vol. 8. P. 510—512.
13. **Dziedzic A.** Microstructure of remelted zone of HS 6-5-2 High Speed Steel // Arch. Found. Eng. 2007. Vol. 7. No. 3. P. 43—46.
14. **Kwok C.T., Cheng F.T., Man H.C.** Micristructure and corrosion behavior of laser surface-melted high-speed steel // Surf. Coat. Techn. 2007. Vol. 202. P. 336—348.
15. **Benyounis K.Y., Fakron O.M., Abboud J.H.** Rapid solidication of M2 high-speed steel by laser melting // Mater. Des. 2009. Vol. 30. P. 674—678.
16. **Microstructural** characterization of laser surface melted AISI M2 tool steel / Arias J. et al. // J. Microsc. 2010. Vol. 239. No. 3. P. 184—193.
17. **Comparative** study of the wear behaviour of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron / Colac R.A. et al. // Mater. Sci. Eng. 2006. Vol. 260. P. 949—956.
18. **El-Batahgy A.-M., Ramadan R.A., Moussa A.R.** Laser Surface Hardening of Tool Steels — Experimental and Numerical Analysis // J. Surf. Eng. Mater. Adv. Techn. 2013. No. 3. P. 146—153.
19. **Tribological** performance of few layer graphene on textured M2 steel surfaces / Shi Zh. et al. // Surf. Coat. Technol. 2016. Vol. 296. P. 164—170.
20. **Evolution** of microstructure of instrumental AISI M2 steel after plasma immersion nitrogen and carbon implantation / Uglov V.V. et al. // Surf. Coat. Technol. 2001. Vol. 136. P. 226—230.
21. **Effect** of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel / Akbari A. et al. // Surf. Coat. Technol. 2010. Vol. 204. P. 4114—4120.
22. **Mohammadzadeh R., Akbari A., Drouet M.** Microstructure and wear properties of AISI M2 tool steel on RF plasma nitriding at different N_2—H_2 gas compositions // Surf. Coat. Technol. 2014. Vol. 258. P. 566—573.
23. **Structure-phase** transformations in high-speed steel treated by compression plasma ow / Cherenda N.N. et al. // Vacuum. 2005. Vol. 78. P. 483—487.
24. **Ozbek Y.Y., Akbulut H., Durman M.** Surface properties of M2 steel treated by pulse plasma technique // Vacuum. 2015. Vol. 122. P. 90—95.
25. **Bourithis L., Papadimitriou G.D.** Synthesizing a class "M" high-speed steel on the surface of a plain steel using the plasma transferred arc (PTA) alloying technique: microstructure and wear // Mater. Sci. Eng. 2003. Vol. A 361. P. 165—172.
26. **Rabitsch K., Ebner R., Major B. Boride.** laser alloying of M2 high speed steel // Scr. Metall. Mater. 1994. Vol. 30. P. 253—258.
27. **Bonek M., Dobrzański L.A., Klimpel A.** Structure and properties of hot-work tool steel alloyed by WC carbides by a use of high power diode laser // J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. 2007. Vol. 24. No. 2. P. 175—178.
28. **Dobrzañski L.A., Jonda E., Labisz K.** Laser modification of surface layer properties of a hot-work tool steel // J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. 2010. Vol. 41. No. 2. P. 104—111.
29. **Dobrzański L.A., Jonda E., Labisz K.** Comparison of the abrasion wear resistance of the laser alloyed hot work tool steels // J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. 2012. Vol. 55. No. 2. P. 85—92.
30. **Surface** modification of high-speed steel by intense pulsed ion beam irradiation / X.X. Mei et al. // Surf. Coat. Technol. 2007. Vol. 201. P. 5072—5076.
31. **Asgharzadeh H., Simchi A.** Effect of sintering atmosphere and carbon content on the densication and microstructure of laser-sintered M2 high-speed steel powder // Mater. Sci. Eng. 2005. Vol. A 403. P. 290—298.
32. **Crystal** structure analysis of M2 high speed steel parts produced by selective laser melting / Z.H. Liu et al. // Mater. Character. 2013. Vol. 84. P. 72—80.

33. **The effect** of nozzle design on laser micro-machining of M2 tool steels / M.J. Jacksona et al. // J. Mater. Proc. Techn. 2005. Vol. 160. P. 198—212.
34. **Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Tarasov S.U.** The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel // App. Surf. Sci. 2012. Vol. 263. P. 215—222.
35. **The role** of niobium in improving toughness and corrosion resistance of high speed steel laser hardfacings / M. Ripoll et al. // Mater. Des. 2016. Vol. 99. P. 509—520.
36. **Laser** produced functionally graded tungsten carbide coatings on M2 high-speed tool steel / M. Riabkina-Fishman et al. // Mater. Sci. Eng. 2001. Vol. A 302. P. 106—114.
37. **Surface** alloying of high-vanadium high-speed steel on ductile iron using plasma transferred arc technique: Microstructure and wear properties / H.T. Cao et al. // Mater. Des. 2016. Vol. 100. P. 223—234.
38. **You L.** Influence of laser surface melting on the micropitting performance of 35CrMo structural steel gears // Mater. Sci. Eng. 2013. Vol. A 564. P. 1—7.
39. **Pellizzari M., De Flora M.G.** Inuence of laser hardening on the tribological properties of forged steel for hot rolls // Wear. 2011. Vol. 271. P. 2402—2411.
40. **Cross-sectional** TEM analysis of structural phase states in TiNi alloy treated by a low-energy high-current pulsed electron beam / A.A. Neimana et al. // App. Surf. Sci. 2015. Vol. 327. P. 321—326.
41. **Shin H.J., Yoo Y.T.** Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment // J. Mater. Proc. Techn. 2008. Vol. 201. P. 342—347.
42. **Wear** and corrosion behavior of laser surface engineered AISI H13 hot working tool steel / G. Telasang et al. // Surf. Coat. Techn. 2015. Vol. 261. P. 69—78.
43. **Laser** gas assisted treatment of AISI H12 tool steel and corrosion properties / B.S. Yilbas et al. // Opt. Las. Eng. 2014. Vol. 54. P. 8—13.
44. **Colac R., Pina C., Vilar R.** Influence of the processing conditions on the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel // Scr. Mater. 1999. Vol. 41. No. 7. P. 715—721.
45. **Cross-sectional** analysis of the graded microstructure in an AISI D2-steel treated with low energy high-current pulsed electron beam / J.X. Zou et al. // App. Surf. Sci. 2009. Vol. 255. P. 4758—4764.
46. **Crater-formation-induced** metastable structure in an AISI D2 steel treated with a pulsed electron beam / K.M. Zhang et al. // Vacuum. 2013. Vol. 87. P. 60—68.
47. **Arroyoa J.M., Dinizb A.E., Lima M.S.F.** Wear performance of laser precoating treated cemented carbide milling tools // Wear. 2010. Vol. 268. P. 1329—1336.
48. **Majumdar J.D., Nath A.K., Manna I.** Studies on laser surface melting of tool steel. Pt. I: Surface characterization and it'selectrochemical behavior // Surf. Coat. Techn. 2010. Vol. 204. P. 1321—1325.
49. **Effect** of laser surface modication on the microabrasive wear resistance of coated cemented carbide tools / Silva W.M. et al. // Wear. 2013. Vol. 302. P. 1230—1240.
50. **Jakubéczyová D., Hvizdos P., Selecká M.** Investigation of thin layers deposited by two PVD techniques on high speed steel produced by powder metallurgy // App. Surf. Sci. 2012. Vol. 258. P. 5105—5110.

УДК 669-1:66-963

[1]Ю.О. Климкин, [2]Е.А. Дробяз, [1]Т.А. Ильинкова
([1]Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева,
[2]Новосибирский государственный технический университет)
E-mail: yurakl.95@mail.ru

Износостойкость наплавленных покрытий на основе ПН85Ю15, легированных аморфным бором

Изучено влияние доли бора на механические свойства и структуру покрытий, наплавленных электронным лучом вне вакуума. Исследованы возникающие в ходе наплавки покрытия дефекты и их влияние на свойства покрытий. Проведено сравнение свойств покрытий с долей бора от 0 до 50 %.

Ключевые слова: *износостойкость, покрытия, электронно-лучевая наплавка, бориды, модифицированные слои.*

The effect of boron fraction on mechanical properties and design on the basis of an electron beam welded outside a vacuum is studied. The defects arising during surfacing of coatings and their influence on properties of coatings are investigated. The properties of coatings with a boron fraction from 0 to 50 % have been compared.

Keywords: *wear resistant, coating, electron beam melting, borides, modified layer.*

Введение

В современном мире остро стоит проблема энергоэффективности и ресурсосбережения применяемых технологий. Обеспечение энергоэффективности и ресурсосбережения при изготовлении изделий не только позволяет повысить экономическую эффективность предприятий, но и напрямую связано с глобальной экологической ситуацией. С этой точки зрения в выгодном свете предста-

ет технология электронно-лучевой наплавки. Она обладает высокой энергоэффективностью, так как потери мощности и длительность процесса значительно меньше, чем при других способах наплавки покрытий, кроме того, позволяет выбирать материал покрытия из наиболее широкого диапазона, что способствует оптимальному использованию материалов.

Технология наплавки выглядит следующим образом. На подготовленную (сухую и обезжиренную) поверхность основного материала насыпают материал покрытия в виде порошка, подпрессовывают его и помещают на движущийся столик установки. При закрытом радиационном бункере установку выводят на рабочий режим, после чего рабочий столик начинает свое движение относительно электронного луча с заранее заданной скоростью. Наплавка проводится сканированием лучом всей поверхности материала (так называемое построчное сканирование).

В качестве наплавочного материала могут использоваться порошки, тонкие листы, проволоки. Серьезным недостатком технологии является невозможность наплавки на изделия со сложной геометрией. Толщина одного наплавленного слоя варьируется от 0,5 до 1,5 мм. Кроме того, предусмотрена возможность наплавки нескольких слоев, что многократно расширяет возможности получения высоких свойств покрытия [1]. Цели применения наплавленных покрытий весьма различны: повышение износостойкости изделий (в том числе ремонт изношенных), придание поверхности изделия специфических свойств, нетипичных для материала основы, например коррозионной стойкости или жаропрочности.

Известно, что наплавленное покрытие на основе порошка ПН85Ю15 обладает высокими прочностными свойствами (предел прочности на изгиб материала из ПН85Ю15, полученного искровым плазменным спеканием, составил 890 МПа, у ЖС6У этот показатель 830 МПа), большей, чем у сплава ЖС6У, жаропрочностью и меньшей плотностью, что делает покрытие перспективным для применения в авиационных двигателях [2]. Недостатками покрытия являются его высокая хрупкость и низкая технологическая пластичность. Для борьбы с этими недостатками Всероссийским институтом авиационных материалов (ВИАМ) были проведены исследования по легированию смеси торием, ванадием и рядом других элементов, что привело к созданию линейки литых наплавочных сплавов ВКНА [3].

При анализе литературы по данной теме было установлено, что на свойства покрытий влияют два основных фактора: состав наплавочной смеси и технологический режим процесса [4]. Поэтому целью данного исследования является поиск оптимального состава наплавочной смеси, а именно, поиск доли бора в смеси, позволяющей получить максимальную износостойкость.

Материалы и образцы покрытий

В ходе исследования получены покрытия на основе порошка ПН85Ю15, а также ПН85Ю15 с добавлением 10, 20, 30 и 50 % аморфного бора на пластинах стали 20 толщиной 15 мм. Порошок ПН85Ю15 содержит 15 % алюминия и 85 % никеля, поставляется по ТУ 14-127-104-7.

Для каждого варианта состава покрытия было получено по одному образцу.

Наплавку покрытий осуществляли на установке ЭЛВ-6. Все образцы наплавляли при следующем технологическом режиме: ток пучка 24 мА; ускоряющее напряжение 100 кВ; скорость перемещения рабочего столика 10 мм/с; плотность 0,33 г/см^2. После наплавки термическую обработку не проводили.

Методики исследований

Для выявления толщины и морфологии покрытий, а также оценки количества и размера дефектов был проведен микроструктурный анализ с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Observer A1m при увеличениях 50...1000.

Для определения фазового состава покрытий провели рентгенофазовый анализ на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA.

Микротвердость покрытий измеряли на поперечных микрошлифах с помощью микротвердомера марки Wolpert Group 402MVD по ГОСТ 9450—76 с помощью индентора Виккерса. На каждом образце ставили не менее 5 отпечатков. Результаты измерений подвергали статистической обработке. Определяли среднее арифметическое и среднее квадратичное отклонения.

Испытания на износостойкость при трении скольжения проводили на специальном стенде при вращении круга с закрепленными в нем абразивными частицами электрокорунда. Базой для сравнения в соответствии с ГОСТ 17367—71 служили образцы из стали 45 после отжига.

Результаты исследований

Измерениями установлено, что средние значения толщин покрытий составляют 1,7...2,1 мм.

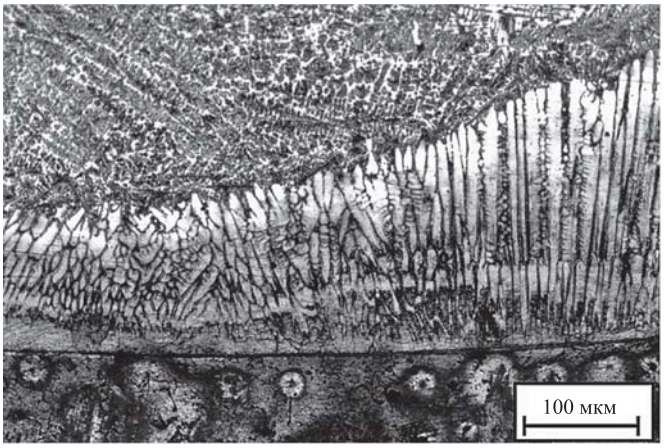


Рис. 1. Особенности строения переходного слоя

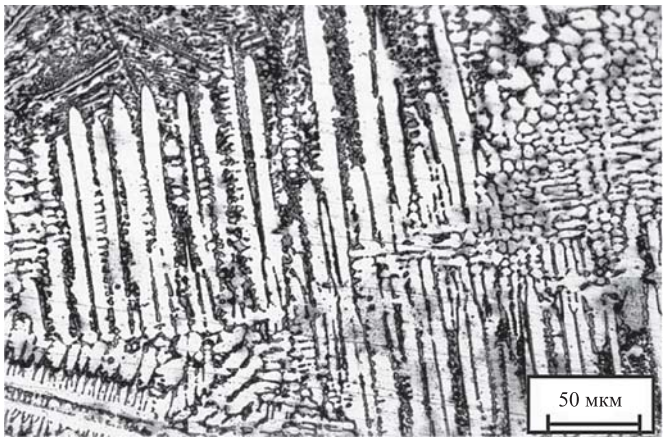


Рис. 2. Кристаллы γ-(Fe, Ni)

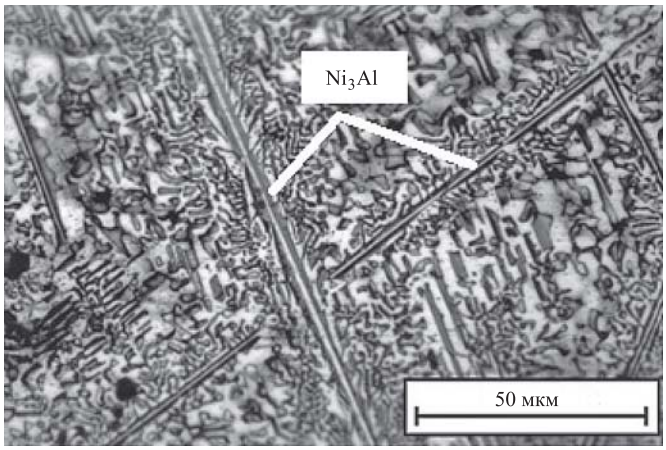


Рис. 3. Кристаллы интерметаллидов в эвтектическом составе

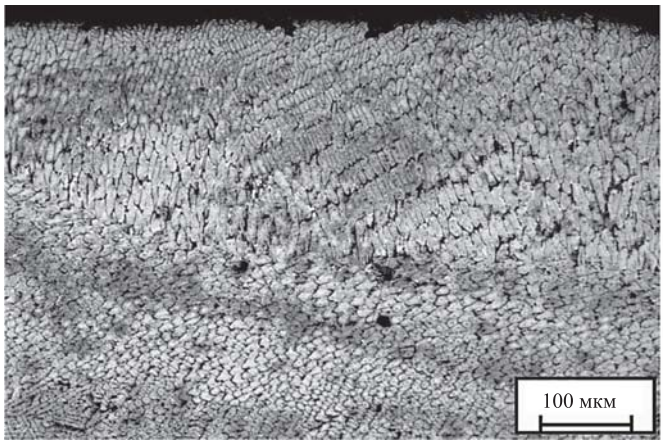


Рис. 4. Морфология поверхности покрытий с бором — сплошной слой боридов

Вне зависимости от состава шихты покрытия достаточно равномерны по химическому и фазовому составам во всем сечении покрытия. В продольном направлении не обнаружили резких перепадов, взаимных включений фаз, что позволяет предполагать однородность механических свойств покрытия.

В ходе металлографического исследования было установлено, что во всех исследуемых вариантах под покрытием формируются переходная зона и зона термического влияния (рис. 1).

Рентгенофазовый анализ показал, что базовое покрытие состоит из γ-твердого раствора никеля в железе (рис. 2) и эвтектики, состоящей из интерметаллидов NiAl и Ni_3Al (рис. 3).

Для покрытий с добавлением бора характерно наличие боридов железа (Fe_2B и FeB), которые формируют сплошной слой на поверхности покрытия (рис. 4).

Дюрометрические исследования показали, что твердость покрытий с 30 и 50 % бора на уровень выше, чем у образцов с 10 и 20 % (рис. 5). В то же

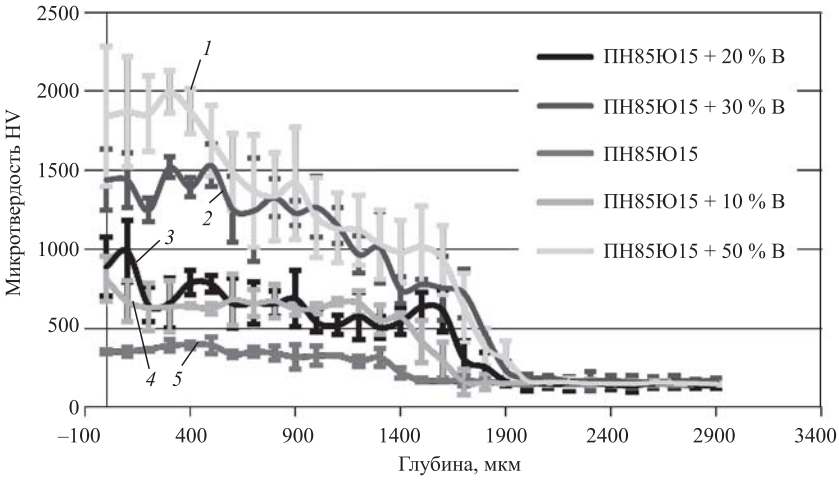


Рис. 5. Твердость покрытий с бором:
1 — ПН85Ю15 + 50 % B; *2* — ПН85Ю15 + 30 % B; *3* — ПН85Ю15 + 20 % B; *4* — ПН85Ю15 + 10 % B; *5* — ПН85Ю15

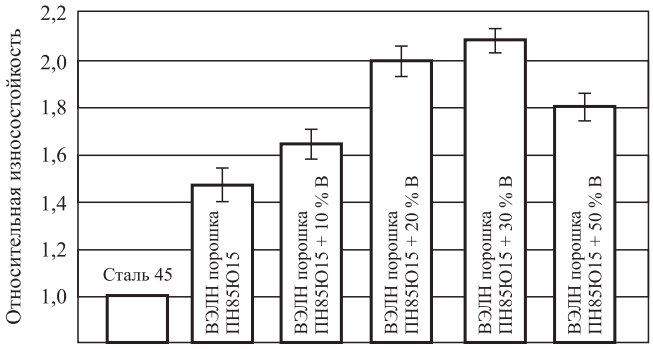


Рис. 6. Относительная износостойкость покрытий: ВЭЛН — вневакуумная электронно-лучевая наплавка

время введение даже 10 % процентов бора повышает микротвердость покрытия практически в два раза относительно покрытия из чистого ПН85Ю15. Максимальная микротвердость наблюдается в образце с 50 % бора, она составляет 1900 HV на поверхности покрытия. При измерении микротвердости образцов были отмечены колебания ее значений, что объясняется неравномерностью распределения фаз в толще покрытия, в частности боридов.

Испытания на износостойкость показали, что все исследованные образцы имеют повышенную износостойкость по сравнению со сталью 45, не имеющей покрытия. Наличие покрытия, не содержащего аморфный бор, повышает относительную износостойкость примерно в 1,5 раза (рис. 6).

Таким образом, добавление аморфного бора в любом количестве благоприятно влияет на износостойкость покрытий. Однако добавление аморфного бора в наплавочную смесь в количестве 20...30 % оказалось наиболее эффективным: повышение относительной износостойкости для этих покрытий составило 2,0...2,1.

Экономический эффект от легирования бором

В ходе исследования была рассчитана себестоимость нанесения 1 м^2 покрытия из чистого ПН85Ю15 и из ПН85Ю15 с добавлением 20 % аморфного бора. Было установлено, что добавление 20 % бора в наплавочную смесь удешевляет покрытие на 11,5 %, что объясняется более низкой стоимостью бора по сравнению с порошком ПН85Ю15. Кроме того, износостойкость покрытия с 20 % бора выше, чем у покрытия из ПН85Ю15, что увеличивает его срок службы.

Направление дальнейших исследований

Как было отмечено выше, для наплавленных покрытий имеются два пути повышения свойств. Данное исследование было посвящено определению оптимального состава покрытий. Логическим продолжением исследования станут поиск и отработка оптимального режима нанесения покрытия на основе ПН85Ю15 с добавлением 30 % аморфного бора.

Заключение

В ходе исследования было определено оптимальное количество аморфного бора для достижения наибольшей износостойкости наплавленного покрытия на основе ПН85Ю15. Наилучшую износостойкость обеспечивает добавление 30 % бора, а последующее повышение его доли несколько снижает износостойкость покрытий, несмотря на повышение микротвердости поверхности покрытия.

Результатом исследования является вывод о том, что введение в наплавочную смесь аморфного бора в количестве от 10 до 50 % целесообразно при необходимости увеличить износостойкость покрытий на основе порошка ПН85Ю15.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Глазков Ю.Е.** Восстановление деталей сельскохозяйственных машин наплавкой. Тамбов: Изд-во ТТГУ, 2004. 16 с.
2. **Базылева А.О.** Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы // Авиационные материалы и технологии, 2013. № 7. С. 12—16.
3. **Бунтушкин В.П.** Новый литейный сплав ВКНА-1В // Авиационная промышленность. 1991. № 12.
4. **Тополянский П.А., Тополянский А.П.** Прогрессивные технологии нанесения покрытий // Ритм машиностроения. 2011. № 1 (59). С. 30—34.

УДК 621.785.5

Л.П. Шестопалова, В.А. Александров
(Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ))
E-mail: ntibr@ mail.ru

Влияние циклического оксиазотирования на технические характеристики конструкционных легированных сталей

Исследован процесс низкотемпературного циклического оксинитрирования, включающий в себя две стадии: окисления поверхности в атмосферном воздухе и насыщения азотом. Данный процесс дает возможность получить за короткий промежуток времени достаточно большой азотированный слой с повышенными физико-механическими характеристиками. Описана природа формирования азотированного слоя при таком процессе.

Ключевые слова: *азотирование, микроструктура, легированные стали.*

There is low-temperature cyclic mode of steel oxinitration investigated. The full mode range consists of two steps: oxidation of steel by the atmospheric oxygen and saturation of steel by nitrogen. This mode makes nitrided case with good physical-mechanical properties. The reasons of such phenomenon are described also.

Keywords: *nitrating, microstructure, alloy steels.*

Введение

Азотирование является одним из широко используемых методов поверхностного упрочнения. При азотировании металлов образуются многослойные диффузионные слои, состоящие из поверхностной нитридной зоны и диффузионного подслоя — зоны внутреннего азотирования. Как показали многочисленные исследования, структура слоя и его фазовый состав определяют эксплуатационные свойства азотированных изделий. Поэтому большое значение приобретают совершенствование процесса азотирования и создание различных вариантов технологии, которые позволяют получить заданные структуру и фазовый состав азотированного слоя, обеспечивающие оптимальные характеристики упрочняемых материалов.

Разработка низкотемпературных процессов азотирования, характеризуемых высокой скоростью насыщения, является актуальной проблемой в области современной химико-термической обработки. Наибольшие трудности в практике азотирования вызывают процессы упрочнения коррозионно-стойких пассивирующихся сталей. Существующие методы азотирования коррозионно-стойких сталей включают в себя как обязательную стадию депассивации поверхности. Депассивация поверхности может осуществляться либо путем предварительного травления в кислотах, либо непосредственно в печи в процессе азотирования. В качестве депассиваторов используют галогеносодержащие соединения: NH_4Cl, CCl_4, $CHCl_3$, продукты разложения группы C_2F_4 и др. [1].

Перечисленные способы депассивации при проведении азотирования коррозионно-стойких сталей обладают существенными недостатками. Травление перед азотированием не гарантирует полного снятия пассивирующей пленки, причем пленка может вновь образоваться в процессе загрузки и нагрева. В результате формируется неравномерный по толщине диффузионный слой. При депассивации в процессе азотирования образуется конденсат в выходных патрубках контейнеров, что приводит к резкому снижению расхода аммиака и, как следствие, к высокой степени диссоциации аммиака и низкому потенциалу атмосферы. Сформировавшийся слой может иметь пониженные твердость и толщину. Кроме того, периодическая очистка выходных патрубков приводит к снижению производительности используемого оборудования.

Один из перспективных способов интенсификации процесса азотирования сталей — обработка в аммиаке с добавками кислорода: до 6 % об. [2]. Этот метод успешно применяется для упрочнения изделий как из конструкционных и инструментальных сталей, так и из коррозионно-стойких. При обработке по данному методу не нужна депассивация поверхности. Полученный диффузионный слой характеризуется высокими физико-механическими свойствами. Скорость насыщения в атмосфере аммиака и кислорода в 1,2...2 раза выше, чем при обычном азотировании. Однако данный способ не нашел широкого применения, возможно, по причине взрывоопасности смеси аммиака и кислорода.

Цель работы — исследование процесса оксиазотирования для получения оптимальных технических характеристик легированных сталей.

Методика проведения исследования

В данной статье представлен перспективный метод — использование для азотирования смеси аммиака и воздуха [3]. Такая смесь, обладая преимуществом кислородосодержащих атмосфер, характеризуется меньшей взрывоопасностью. Так, для смеси аммиака и кислорода нижний предел взрывоопасности 13,5 % NH_3, верхний — 79 % NH_3, а для смеси аммиака и воздуха нижний предел взрывоопасности 15 % NH_3 и верхний — 28 % NH_3 [4]. Таким образом, диапазон взрывоопасности при использовании смеси аммиака и воздуха сужается в 5 раз.

Было проведено исследование азотирования сталей в атмосфере аммиака с воздухом. Азотированию подвергали образцы из низколегированных конструкционных сталей и коррозионностойких сталей.

Азотирование коррозионно-стойких сталей в смеси аммиака и воздуха проводили без какой-либо предварительной обработки поверхности до или во время проведения процесса, при этом формировался равномерный по всей поверхности образцов диффузионный слой, имеющий высокую твердость по Виккерсу — 10...12 ГПа. Кинетика роста диффузионного слоя, особенно на коррозионно-стойких сталях, подчиняется зависимости

$$\delta = k\sqrt{\tau},$$

где δ — толщина слоя (за толщину азотированного слоя принималась толщина упрочненного слоя, микротвердость которого на 0,5 ГПа выше твердости сердцевины); k — коэффициент; τ — время.

Для изучения особенностей влияния азота и кислорода на возможное перераспределение легирующих элементов при диффузии азота и кислорода в сталь провели микрорентгеноспектральный и электронно-растровый анализ на приборе "Стереоскан-180" в режимах работы МАР и РЭМ.

Послойный фазовый анализ образцов из технического железа, азотированных при температуре 570 °С в течение 6 ч, показал, что на поверхности присутствуют оксиды Fe_3O_4 и Fe_2O_3, нитрид $Fe_{2(3)}N$, на глубине 10 мкм — $Fe_{2(3)}N$ и Fe_4N, на глубине 30 мкм — Fe_4N и α-твердый раствор.

Активизирующее воздействие воздуха в насыщающей атмосфере на процесс азотирования может объясняться тем, что окисление сталей кислородом воздуха приводит к формированию на поверхности рыхлой, пористой пленки оксидов, состоящей из смеси Fe_2O_3 и Fe_3O_4, что облегчает как их восстановление водородом, так и диффузию азота через поры в объем металла [5].

Согласно имеющимся данным [6] проникновение азота в металл происходит не в любой точке поверхности, а в определенных "активных центрах". Число этих центров, которые, вероятнее всего, эквивалентны центрам Льюиса и Бренстеда, играющим заметную роль в гетерогенном катализе, зависит от природы и состояния поверхности. На поверхности коррозионно-стойких сталей число "активных центров" невелико. Азот после диссоциативной адсорбции на "центрах" проникает в глубь металла и распространяется в радиальном направлении. Поскольку число "центров" мало, то формируется волнистый неравномерный слой. Добавление кислорода приводит к значительному увеличению числа "центров" и тем самым способствует формированию более равномерного слоя.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные исследования показали эффективность азотирования в атмосфере, содержащей аммиак и воздух, и позволили предположить, что разделение (сегрегация) этих двух атмосфер, т. е. подача воздуха в целях окисления, а затем последующее нитрирование в атмосфере аммиака, позволит ускорить процесс и увеличить глубину слоя без потери физико-механических свойств, а может и улучшить их. В процессе исследования были выявлены изменения структурных составляющих и их рост в зависимости от соотношения содержания аммиака и воздуха в атмосфере. Отмечено, что наличие оксидов на поверхности улучшает проникновение азота в глубь металла.

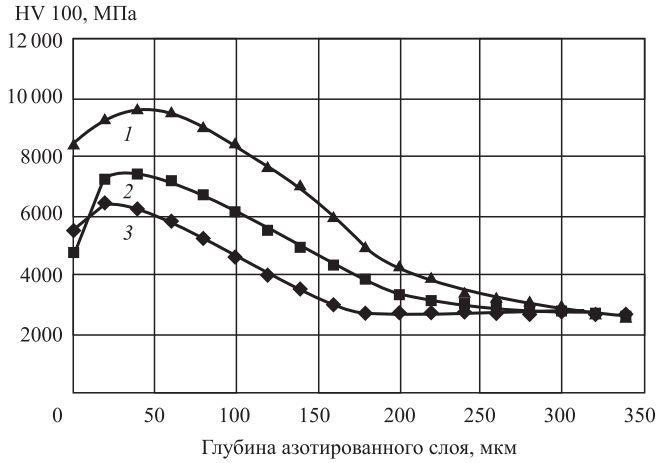


Рис. 1. Влияние режимов азотирования стали 38Х2МЮА на твердость и скорость формирования азотированного слоя:
1 — сегрегационное (раздельное) азотирование; *2* — азотирование в аммиаке с добавками воздуха; *3* — классическое азотирование

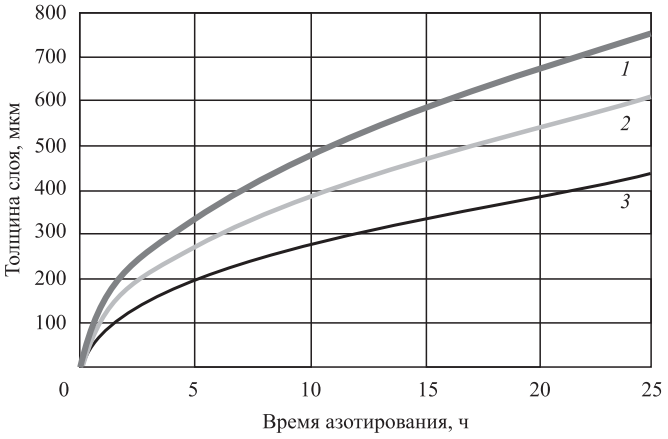


Рис. 2. Кинетика роста диффузионного слоя на стали 38Х2МЮА, азотированной при температуре 570 °С в различных средах:
1 — сегрегационное (раздельное) азотирование; *2* — азотирование в аммиаке с добавками воздуха; *3* — классическое азотирование

В процессе цикла, длящегося 100 с (установлено экспериментально для реактора объемом 1,5 л), сначала подается кислородосодержащий газ (воздух) до тех пор, пока на поверхности не образуется оксид. Затем подача воздуха прекращается и в оставшееся время цикла подается аммиак. Таким образом, аммиак попадает на образовавшийся оксидный слой.

При сравнении глубины азотированных слоев, образовавшихся за одно и то же время на сталях при классическом азотировании, азотировании в аммиаке с добавками воздуха и сегрегационном азотировании, когда процесс насыщения воздухом и азотом происходит в две отдельные стадии, было отмечено значительное увеличение глубины слоя за одинаковые промежутки времени в последнем процессе. Это хорошо видно на примере стали 38Х2МЮА (рис. 1, 2).

Была предпринята попытка объяснить природу этого феноменологического явления. При изучении структурных составляющих азотированного слоя на поверхности была обнаружена высокоазотистая $\xi(Fe_2N)$-фаза (рис. 3). В процессе изучения ξ-фазы было отмечено ее влияние на структурный состав и скорость роста азотированного слоя.

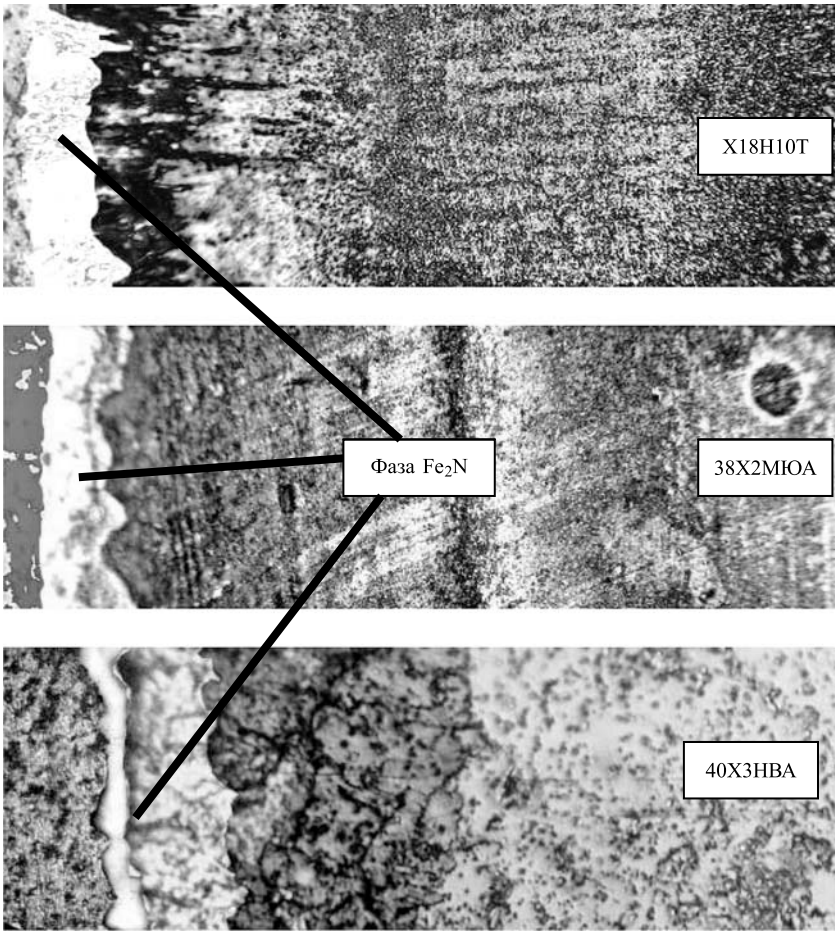


Рис. 3. Структурные составляющие диффузионных слоев при сегрегационном азотировании

Согласно закону Фика скорость роста слоя прямо пропорциональна увеличению температуры насыщения и повышению концентрации легирующего элемента на поверхности. Повышение температуры нецелесообразно, так как ведет к уменьшению поверхностной твердости стали. Остается только использовать повышение концентрации легирующего элемента на поверхности. Самой высокоазотистой фазой является $\xi(Fe_2N)$-фаза. Значит, для получения максимально возможной скорости роста необходимо иметь данную фазу на поверхности. Эксперименты показали, что ξ-фаза может образоваться только из оксида железа, что не наблюдается в классических процессах азотирования.

Сегрегационная технология характеризуется наличием на поверхности ξ-фазы после сегрегации процесса. Мы считаем, что образование ξ-фазы возможно только из оксидов железа при сегрегационном азотировании, так как предложенный процесс азотирования начинается с подачи воздуха, что предполагает образование оксидов на поверхности. Установлено [7], что при высоком содержании кислорода в атмосфере (10^{-2} %) на поверхности сталей образуется двухслойная оксидная пленка с резким различием в фазовом составе слоев. В нижнем слое образуется фаза Fe_3O_4 — магнетит. Магнетит имеет кристаллическую структуру, представляющую собой отдельные кристаллы с резко очерченными гранями. Фазовый состав наружного слоя Fe_2O_3 — гематит. Гематит имеет характерную губчатую структуру и обладает пониженной твердостью по сравнению с магнетитом. При таком резком различии в кристаллической структуре оксидов адгезия между ними слабая и полученная на поверхности оксидная пленка очень рыхлая, что способствует беспрепятственному прохождению азота во второй стадии предложенного режима азотирования.

В зависимости от степени легирования сталей изменяется время подачи воздуха при сегрегационном азотировании. Так, у низколегированных сталей оксиды образуются значительно быстрее, чем у высоколегированных. С увеличением степени легирования сталей хромом время стадии окисления увеличивается.

Как видно на рис. 3 (при выявлении структурных составляющих азотированного слоя по разделенной технологии на высоколегированной стали Х18Н10Т время насыщения — 9 ч, цикл насыщения — 100 с; 72 % от цикла насыщения составляет окисление), на поверхности образуется ξ-фаза, ниже ε-фаза, далее γ'-фаза. На среднелегированной стали 38Х2МЮА (время насыщения — 3 ч, цикл насыщения — 100 с, из них 48 % — процесс окисления) и на конструкционных сталях 40Х3НВА (время насыщения — 3 ч; цикл насыщения — 100 с, 24 % — окисление) порядок распределения фаз аналогичен. При этом за такой же промежуток времени (100 с) азотирование прошло на достаточную глубину и поверхность азотированных слоев имеет достаточно высокую твердость (рис. 4).

При исследовании упрочняющих характеристик стали 38Х2МЮА, проазотированной с использованием трех указанных выше технологий, было отмечено повышение твердости (см. рис. 1) и износостойкости (рис. 5) при сегрегационном азотировании.

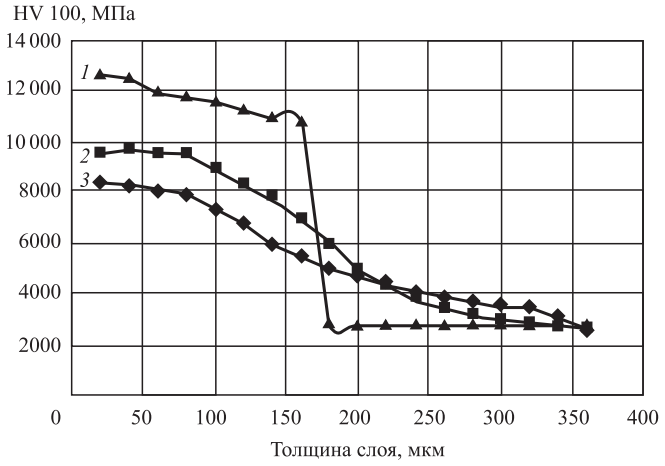


Рис. 4. Распределения твердости по толщине азотированного слоя после сегрегационного азотирования на сталях с различным содержанием хрома:
1 — сегрегационное (раздельное) азотирование; *2* — азотирование в аммиаке с добавками воздуха; *3* — классическое азотирование

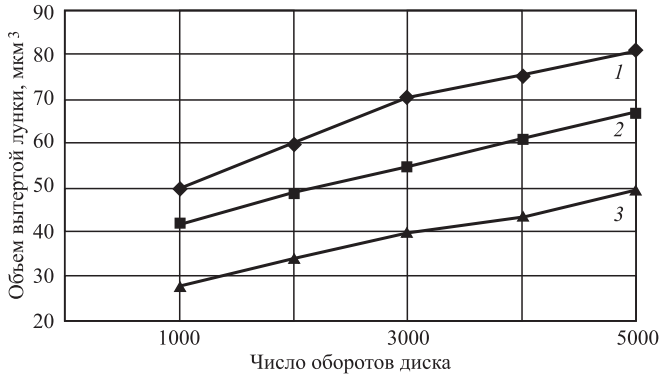


Рис. 5. Диаграммы износа стали 38Х2МЮА при различных режимах азотирования:
1 — классическое азотирование; *2* — азотирование в аммиаке с добавками воздуха; *3* — сегрегационное (раздельное) азотирование

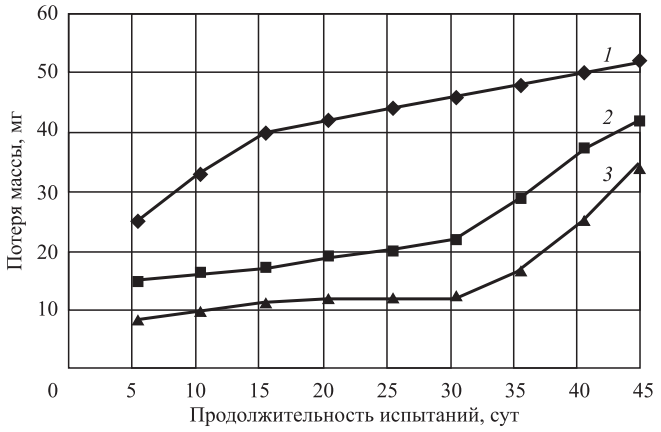


Рис. 6. Гидроабразивная износостойкость стали 38Х2МЮА при различных режимах азотирования:
1 — классическое азотирование; *2* — азотирование в аммиаке с добавками воздуха; *3* — сегрегационное (раздельное) азотирование

Результаты проведенных исследований (рис. 5, 6) показали эффективность сегрегационного (раздельного) азотирования и дают основания сделать вывод о целесообразности внедрения данного процесса в промышленность. Диапазон технологических возможностей раздельного процесса азотирования достаточно широк и позволяет создать на металлах и сплавах разнообразные диффузионные нитридные покрытия с большим набором высоких физико-механических характеристик, хотя и требует дальнейшего, более глубокого исследования.

Выводы

1. Предложен эффективный способ упрочнения легированных сталей, заключающийся в азотировании с предварительным окислением поверхности. Это позволило интенсифицировать процесс азотирования.

2. Установлено, что при регулированном циклическом оксиазотировании легированных сталей можно получать поверхностный упрочненный слой в соответствии с требованиями, обусловленными условиями эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Юргенсон А.А.** Азотирование в энергомашиностроении. М.: Машгиз, 1962.
2. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976.
3. **Азотирование** конструкционных и коррозионностойких сталей в атмосфере аммиака и воздуха / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, В.А. Александров и др. // Изв. вузов. Машиностроение. 1986. № 4.
4. **Номенклатура** органических соединений. Техника безопасности. Сводный предметный указатель: Справочник химика. Л.: Химия, 1968.
5. **Парооксидирование** в кипящем слое деталей, изготовленных методом порошковой металлургии // Е.М. Файншмидт и др. // Металлы. 1982. № 1.
6. **Моррисон С.** Химическая физика поверхности твердого тела. М.: Мир, 1980.
7. **Кренинг В.О.** Коррозия металлов. М.: Цветная металлургия, 1936.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

За наличный и безналичный расчет
С любого номера и на любой срок
Без почтовых наценок

Присылайте заказы и обращайтесь за дополнительной информацией
в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2
Тел.: (495) 785-60-69
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.357

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

Восстановление изношенной внутренней поверхности гильз цилиндров дизельных двигателей композитным гальваническим покрытием

Предложено гальваноконтактное железнение в простом хлористом электролите как способ восстановления изношенной внутренней поверхности гильз цилиндров дизельных двигателей. Описана кинематика процесса получения композитных гальванических покрытий на токопроводящих деталях.

Ключевые слова: *композитные покрытия на основе железной матрицы, гильза, износостойкость, упрочнение.*

Galvanic contact iron in a simple chlorine electrolyte as a way of restoring the worn inner surface of cylinder liners of diesel engines is offered. The kinematics of the process of obtaining composite electroplating coatings on conductive parts is described.

Keywords: *composite coatings based on an iron matrix, rough tube, wear resistance, hardening.*

В условиях ограниченного финансирования и дефицита материальных ресурсов, снижения поставок техники, оборудования и запасных частей, обусловленного введенными санкциями, старения и удорожания техники, нехватки и дороговизны запасных частей необходимо дальнейшее развитие и совершенствование технологических процессов восстановления деталей. Поскольку стоимость восстановленных деталей на порядок ниже новых, то применение при ремонте ресурсосберегающих технологий восстановления деталей, которые позволят увеличить межремонтный ресурс отремонтированной техники, является актуальной задачей ремонтного производства.

Наиболее ответственным агрегатом современных машин является двигатель. На него приходится 36...52 % от общего числа отказов [1]. Ресурс автотракторных двигателей зависит от небольшого числа быстроизнашиваемых деталей цилиндро-поршневой группы (ЦПГ), в первую очередь, гильз цилиндров. Износ деталей ЦПГ приводит к снижению тягово-мощностных показателей работы двигателя, росту расхода горюче-смазочных материалов, загрязнению окружающей среды. Недостаточная долговечность деталей ЦПГ, межремонтный ресурс которых не превышает 40 % от ресурса двигателя, обусловливает необходимость их частой замены или восстановления в процессе эксплуатации. Так, при капитальном ремонте двигателя эти детали подлежат 100%-ной замене, а на срок службы двигателя требуется 2—3 комплекта деталей ЦПГ. Нарушения в работе ЦПГ оказывают влияние на работу других сборочных единиц двигателя, ускоряя их изнашивание. Ресурс капитально отремонтированного двигателя составляет 35...40 % от ресурса нового. Если учесть, что цена восстановленной гильзы цилиндра в 1,65 раза меньше цены новой, то восстановление гильз цилиндров является приоритетным направлением снижения затрат на ремонт ЦПГ и двигателей в целом.

Наибольший износ гильзы наблюдается на расстоянии 22...25 мм от ее верхней кромки в зоне остановки кольца в верхней мертвой точке и колеблется в широких пределах: от 0,005 до 0,5 мм. Гильзы цилиндров двигателей СМД-14, Д-50, КамАЗ-740, СМД-60, отработавшие межремонтный ресурс, имеют средний износ внутренней поверхности 0,14...0,22 мм, а их максимальный износ не превышает 0,33...0,51 мм. При этом 4...7 % гильз подлежат выбраковке по причине трещин и сколов и для 83...86 % гильз требуется восстанов-

ление до номинального или ремонтного размера. Выбраковке подлежат гильзы с износом внутренней рабочей поверхности более 0,4 мм (для двигателей типа ЯМЗ — 0,35 мм). Гильзы представляют собой тонкостенные полые цилиндры переменного сечения (рис. 1). По химическому составу и размерам они незначительно отличаются друг от друга.

В настоящее время разработаны и внедряются в производство новые способы восстановления и упрочнения гильз цилиндров, основанные на передовых технологиях ремонтного производства. По технологии их разделяют на расточку под ремонтный размер и восстановление до номинального размера. Отдельный интерес представляют способы восстановления до номинального размера, которые позволяют многократно восстанавливать внутреннюю поверхность гильз цилиндров двигателей, включая вышедшие за ремонтный размер, и исключают необходимость производства поршней и поршневых колец.

Все способы восстановления гильз до номинального размера разделяются на три категории: механические, электрические и электрохимические. К механическим способам относится постановка дополнительной ремонтной детали (ДРД) в виде свернутой стальной ленты и расточка под ремонтный размер. К электрическим относятся способы индукционной центробежной наплавки, контактной приварки стальной ленты, термопластического деформирования гильз, электродуговой металлизации. Основным недостатком перечисленных способов является большое число операций механической обработки до и (или) после

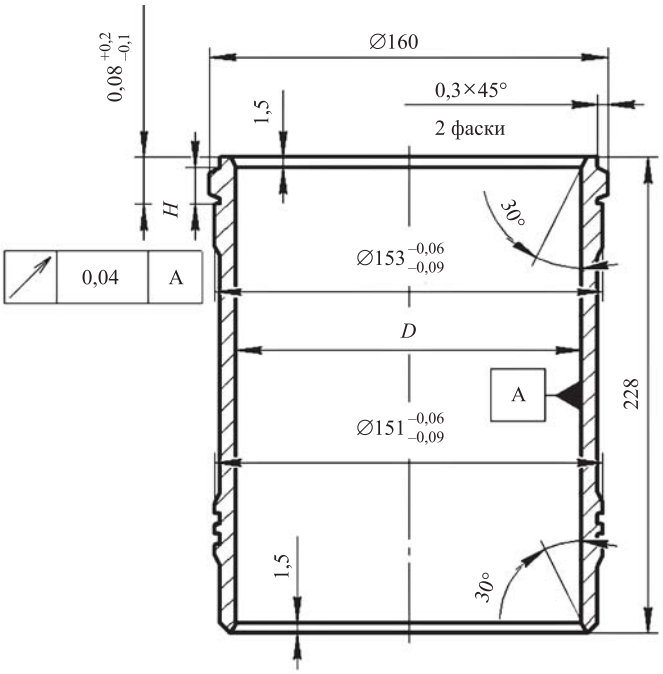


Рис. 1. Гильза цилиндра двигателя СМД-60

восстановления, что значительно повышает их трудоемкость и стоимость. Кроме того, наличие термического воздействия на стенки восстанавливаемой детали приводит к ее короблению.

Отдельный интерес представляют электрохимические способы восстановления, основанные на электролитическом осаждении металлов: хромирование и железнение. Последнее по сравнению с хромированием обладает рядом преимуществ: высоким выходом по току (85...95 %), высокой скоростью осаждения (0,2...0,5 мм/ч), сохранением износостойкости сопрягаемых деталей, низкой себестоимостью восстановления. Они позволяют наносить так называемые "холодные" покрытия, т. е. без нагрева восстанавливаемой детали выше 80 °С, что благоприятно сказывается на ее ресурсе. Электролитические покрытия обладают большей твердостью, чем их металлургические аналоги. Однако способ электролитического осаждения не позволяет наносить размерные покрытия заданной толщины и исключить операции механической обработки до и (или) после восстановления.

Принципиально новым способом восстановления гильз цилиндров является гальваноконтактное осаждение композитных материалов на основе железной матрицы.

Ранее отмечалось, что предварительная механическая обработка, особенно шлифование, отрицательно сказывается на физико-механических свойствах железных покрытий при восстановлении деталей электролитическим осаждением [2]. Невозможность отказаться от этой операции обусловлена тем, что покрытие, наносимое на деталь гальваническим методом, либо в точности повторяет отклонение формы поверхности исходной детали, либо микрогеометрия восстановленной поверхности не позволяет эксплуатировать деталь.

В последнее время в патентной и научно-технической литературе уделяется много внимания получению блестящих гальванопокрытий, особенно никелевых, при одновременном выравнивании поверхности. Появилась новая характеристика электролитов, или специальных добавок, — "выравнивающая" или "сглаживающая" способность. Предполагается, что при введении выравнивающих добавок, которые в некоторых случаях являются также и блескообразователями, можно получать блестящие покрытия при менее тщательной механической подготовке поверхности основного металла [3]. Однако такие добавки в значительной степени ухудшают физико-механические свойства покрытий, особенно хромовых и железных. При использовании покрытий в качестве износостойких функциональных слоев это является крайне отрицательным эффектом.

Предложен новый способ восстановления деталей хромированием по методу гальванокон-

тактного осаждения (ГКО) [4], позволяющий устранить предварительную механическую обработку поверхности перед нанесением покрытия, и самого покрытия после его нанесения, т. е. получать размерные износостойкие покрытия.

Схема нового метода восстановления приведена на рис. 2. Изношенную деталь восстанавливали методом механической обработки гальванического покрытия в процессе его осаждения. Деталь совершала вращательное движение, а инструмент, прижатый с некоторым усилием к поверхности детали, — возвратно-поступательное вдоль оси детали. В качестве инструмента применяли брусок из карбида титана. Данным способом восстанавливали как внешние, так и внутренние цилиндрические поверхности. При нанесении покрытий на участок основной поверхности инструмент прижимается к детали с силой P_0. Под действием электролита происходят растворение инструмента и перенос его вещества на поверхность детали. Интенсивность переноса частиц зависит от силы P: чем она больше, тем больший перенос частиц инструмента на деталь. Частицы инструмента из-за диэлектрических свойств препятствуют осаждению покрытия на обрабатываемый участок (уменьшая площадь возможного роста кристаллов), тем самым, определяя скорость осаждения покрытия v_0 и толщину покрытия как h_0.

При нанесении покрытий на участки с углублением по отношению к основной поверхности в местах дефекта профиля детали сила прижима инструмента равна P_1 ($P_1 < P_0$). В связи с уменьшением силы прижима инструмента происходит уменьшение переноса частиц инструмента на поверхность детали. Это, в свою очередь, повышает площадь возможного роста кристаллов, что приводит к увеличению скорости осаждения покрытия: $v_1 > v_0$ и, как следствие, происходит местное увеличение толщины покрытия: $h_1 > h_0$.

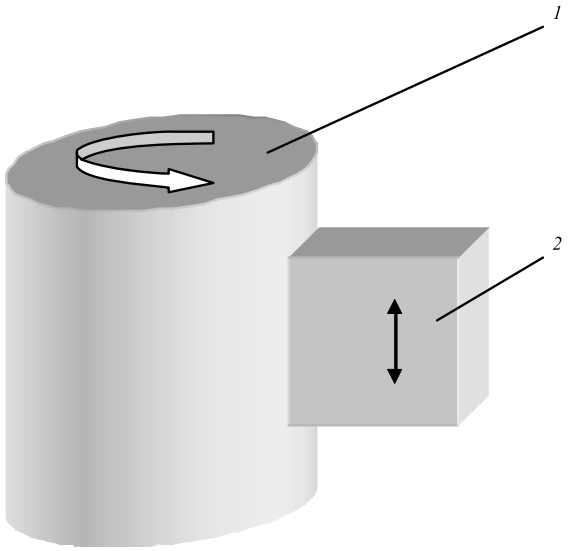


Рис. 2. Схема обработки по методу ГКО:
1 — восстанавливаемая деталь; *2* — инструмент

В случае дефекта формы с выступом по отношению к основной поверхности сила прижима инструмента достигает значения P_2 ($P_2 > P_0$). Увеличение силы прижима инструмента сопровождается увеличением переноса вещества инструмента на деталь, что, в свою очередь, снижает площадь возможного роста кристаллов. Это приводит к уменьшению скорости осаждения покрытия: $v_2 < v_0$, и, как следствие, происходит местное уменьшение толщины покрытия до h_2. В результате макрогеометрия изношенной поверхности выравнивается.

Теоретические разработки нового метода восстановления были подвергнуты экспериментальной проверке в лабораторных условиях. Эксперимент проводили при восстановлении гильзы цилиндра двигателя СМД-60.

Исследовали технологический процесс восстановления исходных размеров путем нанесения железного гальванического покрытия, обеспечивающего избирательную восстанавливающую способность процесса, что позволяет отказаться от предварительной и последующей механической обработки, направленной на выравнивание пространственного отклонения формы поверхности и придания восстановленной поверхности заданных микро- и макрогеометрии. Как показала практика, осаждение композитных покрытий на основе железной матрицы по методу ГКО позволяет достигать чрезвычайно низких параметров шероховатости поверхности: Ra = 0,05...0,03 мкм и менее. Таким образом, можно рекомендовать этот метод в качестве финишного метода обработки. Производственные испытания показали, что гильза, восстановленная по предложенной технологии, оказалась работоспособной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Расчет** напряжений в дисперсно-упрочненных композитных гальванических покрытиях / С.Ю. Жачкин, Н.А. Пеньков, О.А. Сидоркин, С.В. Нелысов // Наука в центральной России. 2016. № 2. С. 32—37.

2. **Повышение** износостойкости деталей авиационной техники с гальваническими покрытиями / С.Ю. Жачкин, А.И. Болдырев, А.А. Болдырев и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 7. С. 43—46.

3. **Антикоррозионная** защита металла методом гальваноконтактного осаждения / С.Ю. Жачкин, А.И. Болдырев, А.А. Болдырев и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 11. С. 29—31.

4. **Жачкин С.Ю.** Нанесение размерных композитных хромовых покрытий методом гальваноконтактного осаждения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 7. С. 44—48.

УДК 621.7

О.Г. Кокорева
(Московская государственная академия водного транспорта — филиал Государственного университета морского и речного флота им. адмирала С.О. Макарова)
E-mail: kokoreva_olga_2.11@mail.ru

Исследование износостойкости образцов, упрочненных статико-импульсной обработкой

Представлены результаты лабораторных исследований образцов, упрочненных статико-импульсной обработкой (СИО). Выявлен характер износа образцов. Предложен сравнительный анализ образцов, упрочненных различными методами. Определена тенденция изменения износостойкости образцов по глубине упрочнения СИО. Полученные результаты доказывают наибольшую эффективность упрочнения методом СИО.

Ключевые слова: *износостойкость, статико-импульсная обработка, глубина упрочнения, режимы упрочнения, высокомарганцовистая сталь, термообработка, упрочнение взрывом, скорость изнашивания, твердость, упрочнение поверхности.*

The results of laboratory studies of samples hardened by static-pulse processing (SPP) are presented. The nature of the wear of the samples is revealed. Proposed the comparative analysis of samples, hardened complex of methods. The tendency of change of wear resistance of samples is determined by the hardening depth by the SPP. The obtained results of the research prove the greatest effectiveness of hardening by the SPP method.

Keywords: *wear resistance, static-impulse processing (SPP), hardening depth, hardening modes, high-manganese steel, heat treatment, explosion hardening, wear rate, hardness, hardening of the surface.*

Введение

Износостойкость является важной эксплуатационной характеристикой материала. По результатам исследования износостойкости как одной из характеристик качества поверхностного слоя можно судить об эффективности упрочнения поверхности материала. Представляется целесообразным рассмотреть влияние технологического процесса на износостойкость, а также влияние геометрии инструмента на глубину упрочнения в зависимости от метода упрочнения.

Известно, что износ высокомарганцовистой стали (ВМС) обратно пропорционален ее твердости, поэтому способность этого материала к упрочнению, повышению твердости в определенной степени характеризует динамику его износостойкости.

Лабораторные испытания проводили на машине трения Ми-1М в условиях сухого трения качения с 10%-ным проскальзыванием. Сила в контакте 500 Н, число оборотов n = 1500. Износ определяли отношением потери массы образца к его первоначальной массе за определенный промежуток времени [1].

На рис. 1 представлены диаграммы среднего износа за цикл испытания контрроликов из бандажной стали и образцов из высокомарганцовистой стали 110Г13Л с различным содержанием углерода, неупрочненных и упрочненных статико-импульсным методом. Видно, что износостойкость образцов из стали 110Г13Л, упрочненной статико-импульсной обработкой (СИО), увеличивается примерно на 30 % при возрастании содержания углерода с 0,8 до 1,5 %. Повышение износостойкости ВМС при увеличении содержания в ней углерода подтверждается рядом исследований [2]. Однако оптимальным следует считать содержание углерода не более 1,3 %. Дальнейшее увеличение содержания углерода в составе ВМС может привести к образованию трещин. При определении

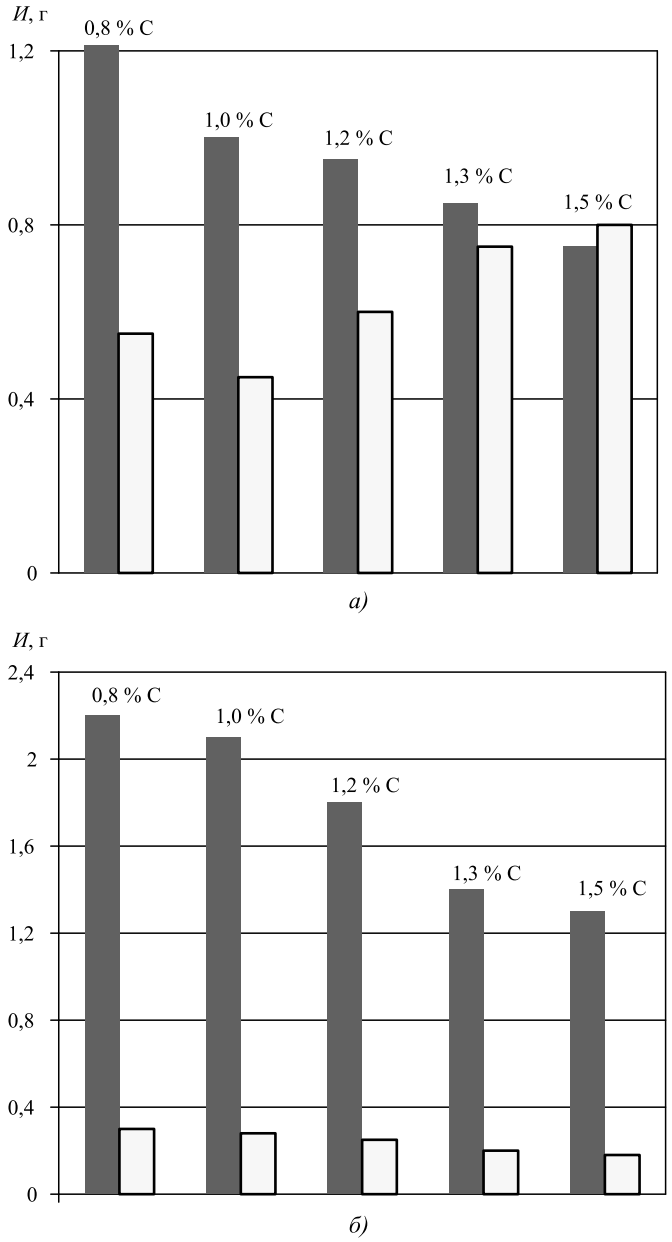


Рис. 1. Диаграммы износа упрочненных СИО (*а*) и неупрочненных образцов из стали 110Г13Л (*б*), а также контрроликов из бандажной стали:
■ — образец; □ — контрролик

интенсивности износа продольные и поперечные усталостные трещины могут не возникать, так как зона с высокими напряжениями все время перемещается за счет износа в нижележащие слои, причем быстрее, чем там успевают развиваться усталостные трещины. Поэтому существует оптимальная интенсивность изнашивания, зависящая от конкретных условий эксплуатации и обеспечивающая максимальную долговечность образцов [3].

Результаты лабораторных испытаний на износ для трех образцов, упрочненных СИО (1...3) и одного неупрочненного (термообработанного) образца (4) представлены в табл. 1. Установлено, что износ практически постоянен при истирании образца по всей рассматриваемой глубине для неупрочненных образцов и составляет 0,055...0,057 г на каждом ее миллиметре.

Износ образцов, упрочненных СИО, составляет 0,032...0,35 г на участке от 0 до 8 мм, затем резко возрастает в среднем до 0,056 г, что соответствует глубине 8...9 мм (рис. 2).

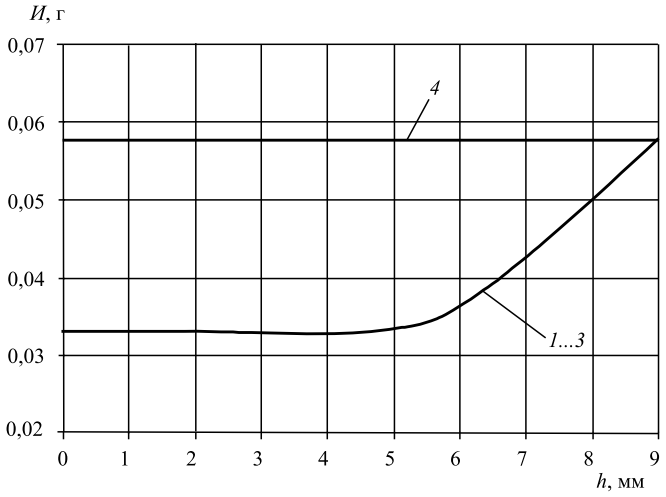


Рис. 2. Изменение износа *И* по глубине сечения образцов из ВМС:
1...3 — упрочненных СИО; *4* — термообработанных, неупрочненных

Таблица 1

Распределение среднего износа, г, образцов в зависимости от величины снятого слоя

Номер образца	*h*, мм									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0,03102	0,03225	0,03250	0,03003	0,03252	0,03066	0,03072	0,05567	0,06123	0,05770
2	0,03410	0,03775	0,03390	0,03550	0,02900	0,03293	0,03413	0,04250	0,05480	0,05990
3	0,02977	0,03407	0,03310	0,03457	0,03447	0,03367	0,03730	0,04610	0,05826	0,05646
4	0,05490	0,05990	0,05675	0,05457	0,05655	0,05730	0,05690	0,05740	0,05812	0,05796

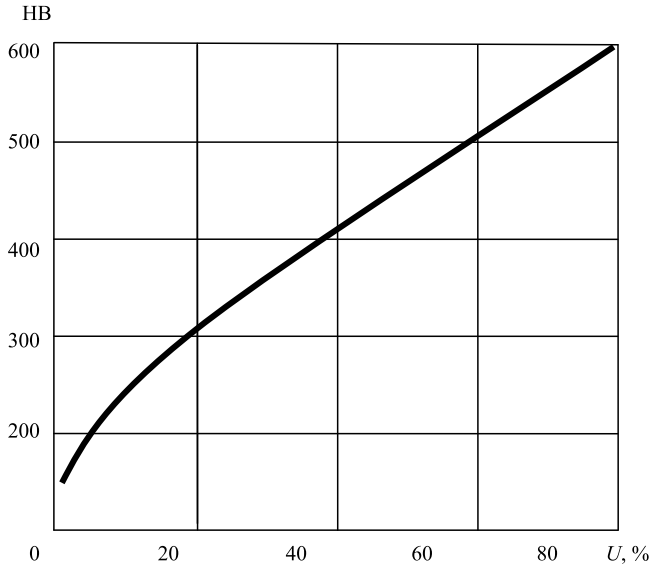


Рис. 3. Зависимость износостойкости *U* стали 110Г13Л от твердости поверхности, упрочненной СИО

Проведен сравнительный анализ зависимости износостойкости от твердости при упрочнении ВМС СИО. При этом установлено, что с повышением твердости стали ее износостойкость прямо пропорционально возрастает (рис. 3). При СИО образцов удалось повысить их твердость до 600...610 НВ, что обеспечивает полуторакратное повышение износостойкости.

Используя результаты исследования износа термообработанных образцов, упрочненных взрывом, и сравнивая их с износом образцов, упрочненных СИО, следует отметить, что скорость изнашивания при СИО снижается (табл. 2).

Таблица 2

Скорость изнашивания образцов, упрочненных различными методами

Образцы	Скорость изнашивания, мг/цикл
Термообработанные	$1{,}18 \cdot 10^{-3}$
Упрочненные взрывом	$1{,}07 \cdot 10^{-3}$
Упрочненные СИО	$0{,}96 \cdot 10^{-3}$

Таким образом, лабораторные испытания показали, что глубина упрочненного слоя образцов при СИО достигает 8...9 мм. Полученные результаты по износостойкости образцов из стали 110Г13Л, упрочненных СИО, подтверждают, что предложенный способ упрочнения с точки зрения износостойкости является наиболее эффективным по сравнению с другими.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технология** статико-импульсного упрочнения / А.Г. Лазуткин, А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, О.Г. Кокорева // Новые материалы и технологии: тез. докл. Рос. науч.-техн. конф. М., МГАТУ, 1997. С. 17.

2. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения поверхностного слоя деталей машин в технологических процессах поверхностного пластического деформирования. М.: Машмир, 1992. 283 с.

3. **Суслов А.Г.** Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. М.: Машиностроение, 1987. 284 с.

УДК 539.2

Л.И. Гречихин
(Белорусская государственная академия связи, г. Минск)
E-mail: gretchihin@yandex.ru

Формирование *p*-, *n*-проводимости и *p*—*n*-перехода

Электронно-дырочный p—n-переход определяется разностью энергий сродства атомов вводимых элементов для организации n- и p-проводимости. Закон Максвелла—Больцмана определяет распределение атомов в возбужденных состояниях при температуре кристалла кремния. КПД преобразования светового потока в электрическую энергию определяется отношением площадей, занятой и не занятой адсорбированными частицами. Для кремниевых солнечных генераторов с внедрением бора и мышьяка коэффициент полезного действия не может превышать 17 %. Повышение экономической эффективности солнечных генераторов возможно путем тщательного контроля всех этапов применяемых нанотехнологий.

Ключевые слова: *p-проводимость, n-проводимость, p—n-переход, поверхность кремния, солнечная энергетика.*

P—n-junction is determined by the energy dfference of the affinity of the atoms of the input elements for n- and p-conductivity. The law Maxwedge—Boltzmann determines the distribution of atoms in excited states when the temperature of the silicon crystal. The conversion efficiency of the light flux into electrical energy is determined by the ratio of the areas occupied and not occupied by adsorbed particles. For silicon solar generations with the introduction of boron and arsenic the efficiency can not exceed 17 %. Increasing the economic efficiency of solar generators is possible through careful monitoring of all stages of applied nanotechnology.

Keywords: *p-conductivity, n-conductivity, p—n-junction, silicon surface, solar energy.*

Введение

В настоящее время микроэлектроника развивается особо быстрыми темпами. Это стало возможным после открытия *p*- и *n*-проводимости в полупроводниках с организацией *p*—*n*-перехода. Электронно-дырочный переход реализуется преимущественно в полупроводниках, у которых достаточно широкая ширина запрещенной зоны с наличием в ней разрешенных уровней энергии. При этом полупроводниковые пластины вырезаются из кристалла в плоскости (111) толщиной не более 100 мкм. Дырочная (*p*) проводимость создается путем внедрения в пластину атомов бора, теллура или галлия. Электронная (*n*) проводимость возникает, когда в пластину полупроводника внедряются атомы мышьяка, фосфора или селена. Устройство отдельного элемента *p*—*n*-перехода показано на рис. 1. При внедрении в основу кремния бора и мышьяка в контакте возникает *p*—*n*-переход с контактной разностью потенциалов примерно 0,5 В. Четкое физическое обоснование возникновения *p*—*n*-перехода на атомно-молекулярном уровне отсутствует, так как остаются неясными следующие основополагающие вопросы:

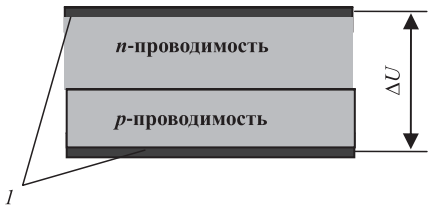


Рис. 1. Схема *p*—*n*-перехода:
1 — металлические электроды

1. Какой должна быть поверхность полупроводника, которая позволяла бы на достаточную глубину внедрять атомы для обеспечения p- или n-проводимости.

*2. Каким свойством должны обладать внедряемые атомы, чтобы обеспечить p- или n-*проводимость.

3. Почему реализуется контактная разность потенциалов p—n-перехода на основе кремния только 0,5 В и не больше.

4. Почему возникает своеобразная температурная зависимость контактной разности потенциалов p—n-перехода.

Все эти неясные свойства полупроводников понятны на качественном уровне в предположении, что уровень Ферми расположен в середине запрещенной зоны. Однако до тех пор, пока не будет разработана строгая теория *p- и n*-проводимости с глубоким физическим обоснованием на атомно-молекулярном с переходом на наноуровень, глубокого ее понимания и эффективного использования в повседневной практике с организацией *p—n*-перехода ожидать не приходится. В связи с этим появилась цель: обосновать *p*- и *n*-проводимость, а также *p—n*-переход с учетом последних достижений в области экспериментальной и теоретической физики на наноуровне. Рассмотрим перечисленные выше проблемы.

Структура поверхности полупроводника

В случае кремния и германия в работах [1, 2] теоретически обоснована их кристаллическая структура и получено распределение валентных электронов в первой зоне Бриллюэна. Как эта структура проявляется на поверхности с учетом кластерного строения конденсированного состояния показано в работе [3], в которой определены:

энергия связи при образовании двух и трехатомных молекул кремния;

энергия связи между трехатомными молекулами кремния внутри кластерных структур;

энергия связи между кластерами кремния в межкластерной решеточной структуре с обоснованием температуры плавления.

Для проверки теоретических расчетов тщательно исследована поверхность кремния с помощью силового сканирующего туннельного микроскопа. Полученная поверхность кремния приведена на рис. 2, где отмечены ячейки адгезии треугольниками. Теоретически рассчитанная поверхность кремния совпала с опытной по всем параметрам: структуре, форме и размерам частиц.

Таким образом, теоретически и экспериментально доказано, что поверхность кремния Si(111) формируется трехатомными молекулами Si_3 с образованием столбообразных пустот размером 8,1 Å. В кристаллическом состоянии валентные электроны кремния образуют облако, подчиняющееся распределению Ферми—Дирака. Результат расчета этого распределения для кремния приведен на рис. 3 [1]. Уровень Ферми кристалла кремния обладает энергией 2,49 эВ. В запрещенной зоне находятся четыре разрешенных уровня энергии относительно границы ионизации со значениями 0,84; 1,03; 1,38 и 2,04 эВ.

Когда в кристалл кремния через поверхность Si(111) вводятся нейтральные атомы в качестве примесей, то они располагаются в местах с максимальной энергией связи. Например, экспериментально установлено, что при нанесении индия на поверхность кремния происходит адгезия на поверхности между столбообразными пустотами, которая формируется тремя трехатомными молекулами кремния с плотной упаковкой (отмечено треугольниками на рис. 2).

На поверхность кремния осаждаются плоские кластеры индия, состоящие из трех двухатомных молекул [4]. При взаимодействии такого кластера с поверхностью кремния происходит существенная деформация кластера и одновременно молекул. При этом каждый атом независимо взаимодействует с электронным облаком валентных

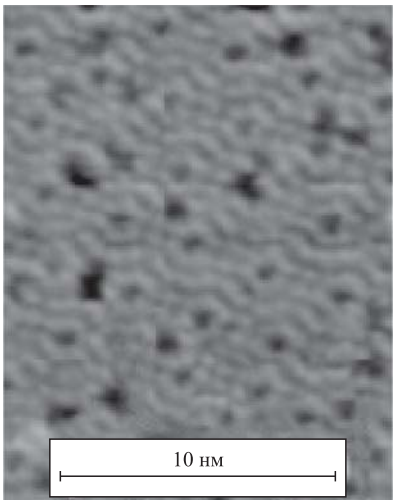


Рис. 2. Эмиссионная поверхность кремния Si(111)

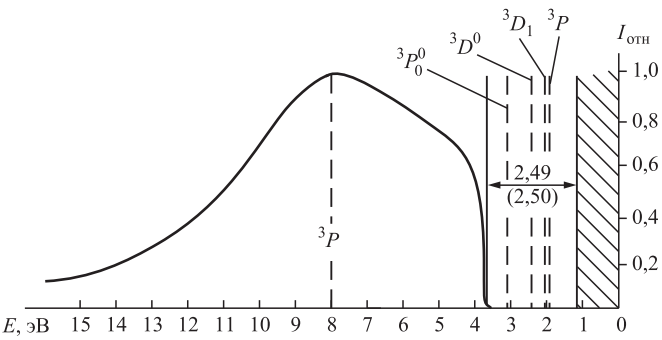


Рис. 3. Общий вид первой зоны Бриллюэна для кристалла кремния:
$I_{отн}$ — плотность вероятности распределения электронного облака

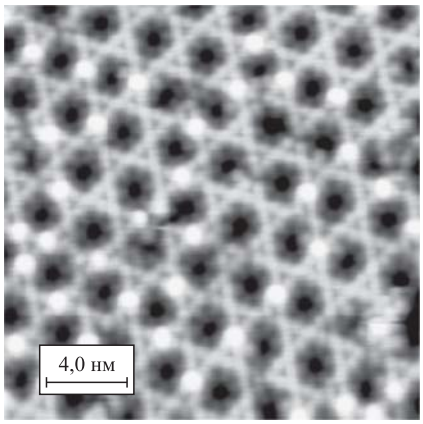


Рис. 4. Полное заполнение поверхности кремния при напылении индием

электронов кристалла кремния и с ионами кристаллической решетки. Эта ситуация при полном заполнении поверхности кремния атомами индия экспериментально подтверждена и показана на рис. 4. При полном заполнении моноатомным слоем поверхности кремния эмиссионные свойства определяются отдельными атомами. Следовательно, кластеры из трех двухатомных молекул на поверхности кремния формируют структуру, состоящую из отдельных атомов. Предположительно аналогичная структура расположения атомов на поверхности кремния должна реализоваться и для других веществ, внедряемых в кристалл кремния путем осаждения из расплава.

Рассмотрим подробно процесс взаимодействия нейтральных атомов разных элементов с электронным облаком первой зоны Бриллюэна кристалла кремния и выясним, какие явления при этом могут возникать.

Формирование *p*- и *n*-проводимости

Чтобы атомы, внедренные в структуру кристалла, могли участвовать в проводимости электрического тока, они должны обладать свободным избыточным положительным или отрицательным электрическим зарядом. Это могут быть положительные ионы, вследствие ионизации нейтральных атомов, или отрицательные ионы, если нейтральные атомы примесей обладают заметным сродством к электрону. Основные параметры атомов, которые внедряются в кристалл кремния для организации *p*- или *n*-проводимости, представлены в таблице.

Из таблицы следует, что процесс ионизации в нормальных условиях в кристалле кремния практически невозможен. Поэтому элементы, вводимые внутрь кристалла кремния, не могут пребывать в виде положительных ионов, так как обладают большой энергией ионизации. Иная ситуация возникает, когда в кремний вводятся атомы, обладающие энергией сродства к электрону, отличной от нуля. Такие атомы способны внутри кристалла пребывать в виде отрицательных ионов, энергия сродства которых находится в запрещенной энергетической зоне кристалла кремния.

Принципиальная энергетическая схема вводимых в кристалл кремния элементов бора и мышьяка с образованием *p*—*n*-перехода изображена на рис. 5. Бор и мышьяк обладают энергией ионизации 8,3 и 9,82 эВ соответственно и расположены вблизи максимума распределения

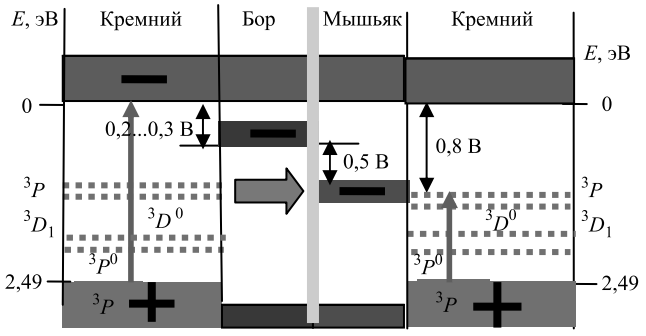


Рис. 5. Электрическая схема *p*—*n*-перехода

Основные параметры элементов, вводимых в кристалл кремния

Параметр	Вводимые элементы						
	Бор	Галлий	Теллур	Индий	Мышьяк	Фосфор	Селен
Радиус атома r_a, Å [8]	1,166	1,811	1,429	1,999	1,355	1,253	1,221
Энергия ионизации *IP*, эВ [9]	8,30	6,00	9,01	6,79	9,82	10,49	9,75
Энергия сродства *EA*, эВ	0,277	0,300	0,200	0,300	0,810	0,747	2,021
Доля эмиссионных центров, вводимых элементов на поверхности кремния γ	0,288	0,693	0,432	0,846	0,387	0,333	0,315

электронной плотности первой зоны Бриллюэна кристалла кремния. Так как эти атомы обладают сродством к электрону, то они свободно захватывают электрон из зоны Бриллюэна и превращаются в отрицательные ионы с переходом в запрещенную зону кристалла кремния. Контактная разность потенциалов двух кристаллов кремния, армированных бором и мышьяком, составляет 0,5 В. Разность энергий сродства, соответствующая *p—n*-переходу, равна 0,5 В и совпадает с экспериментально измеренной. Энергетическое состояние отрицательного иона атома мышьяка практически резонансно взаимодействует с уровнями энергии $^3D_1$ и ^3P атомов кремния, расположенных внутри запрещенной зоны кристалла кремния. Поэтому при воздействии внешнего электрического поля или светового потока на уровни энергии отрицательных ионов мышьяка и бора происходит изменение энергии сродства к электрону, а также возникает внутренний фотоэффект с практически мгновенным восполнением электронов на атомах бора и мышьяка из электронного облака кристалла кремния. В случае мышьяка включается резонансный переход на четные уровни кремния ^3P и $^3D_1$ с включением каскадного разрешенного перехода на нечетные уровни ($^3P^0$, $^3D^0$), а затем с нечетных уровней переход осуществляется на уровень Ферми. Получается довольно сложный механизм реализации *p*- и *n*-проводимости. Так как при определенной температуре основы нечетные уровни $^3P^0$, $^3D^0$ полностью заняты в соответствии с законом Максвелла—Больцмана, то оптический переход затруднен как с верхних уровней энергий ^3P и $^3D_1$, так и на нижний уровень Ферми с уровней $^3P^0$ и $^3D^0$. Возможен только вынужденный переход с четных уровней ^3P и $^3D_1$ непосредственно на уровень Ферми, так как этот переход запрещен по четности.

Воздействие внешнего электрического поля

Наложение внешнего электрического поля на полупроводник, поверхность которого содержит примеси, приводит к возникновению электрического тока через *p—n*-переход. Если рассматривать электрический ток как перенос энергии электрического и магнитного полей электромагнитными волнами, то процесс переноса энергии описывается вектором Пойнтинга

$$\vec{P} = [\vec{E} \cdot \vec{H}], \qquad (1)$$

где $\vec{E}$ — напряженность электрического поля; $\vec{H}$ — напряженность магнитного поля электромагнитной волны.

В отсутствие свободных зарядов на основании уравнения Лоренца в электромагнитной волне напряженность электрического поля связана с напряженностью магнитного поля зависимостью

$$\vec{E} = [\vec{v} \cdot \vec{B}] = \mu_0\mu_r[\vec{v} \cdot \vec{H}], \qquad (2)$$

где $v = 1/\sqrt{\varepsilon\mu} = c/\sqrt{\varepsilon_r\mu_r}$ — скорость распространения электромагнитных волн в среде с заданными диэлектрической $\varepsilon = \varepsilon_r\varepsilon_0$ и магнитной $\mu = \mu_r\mu_0$ проницаемостью; ε_r, μ_r — относительные диэлектрическая и магнитная проницаемость, $\varepsilon_0 = 8{,}854 \cdot 10^{-12}$ Ф/м, $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м по Зоммерфельду — абсолютные диэлектрическая и магнитная проницаемость вакуума, $c = 1/\sqrt{\varepsilon_0\mu_0}$ — скорость света в вакууме.

При распространении электромагнитной волны вдоль полупроводника электрическое поле у поверхности имеет тангенциальную и нормальную составляющие. Тогда вектор Пойнтинга приобретает вид [5]

$$\vec{P} = \left[\vec{E}_\tau \vec{H}\right] + \left[\vec{E}_n \vec{H}\right], \qquad (3)$$

где E_τ, E_n — составляющие напряженности электрического поля вдоль проводника и нормально к его поверхности соответственно; H — напряженность магнитного поля.

Первое слагаемое в правой части (3) обусловлено протеканием тока проводимости, который определяется законами Джоуля—Ленца и Ома, а второе слагаемое формируется током смещения, возникающего на поверхности полупроводника, и определяет перенос энергии электромагнитного поля вдоль полупроводника [4]. Так как плотности энергии электрического и магнитного поля равны, то из уравнения (3) следует, что на поверхности полупроводника $E_\tau = E_n$. Поэтому вектор результирующей напряженности электрического поля электромагнитной волны направлен под углом 45° к поверхности полупроводника [4].

Рассмотрим прохождение электрического тока I по полупроводнику круглого сечения радиусом r и длиной l. При прохождении электрического тока вдоль полупроводника напряженность магнитного поля $H = I/(2\pi r)$, а тангенциальная составляющая напряженности электрического поля $E_\tau = (\varphi_1 - \varphi_2)/l$. Тогда равенство (1) преобразуется к виду

$$\varphi_1 - \varphi_2 = \sqrt{\frac{\mu_0\mu_r}{\varepsilon_0\varepsilon_r}}\,\frac{rl}{2\pi r^2}\,I, \qquad (4)$$

где $\varphi_1 - \varphi_2$ — разность потенциалов между двумя точками в пространстве электрического тока.

Для проводников линейная связь напряжения и электрического тока установлена Омом и называется законом Ома. Для полупроводников закон Ома также выполняется. Отличие заключается в другом определении относительной диэлектрической проницаемости и ином характере взаимодействия внешнего электрического поля с внутренними электрическими полями, которые обусловлены наличием наведенных и внутренних электрических диполей. Получается, что основное уравнение электромагнитного поля (1) является по существу законом Ома.

При распространении электромагнитных волн вдоль полупроводника для их тангенциальной составляющей удельное сопротивление на основании (4) получаем выражение для удельного сопротивления

$$\rho = \sqrt{\frac{\mu_0 \mu_r}{\varepsilon_0 \varepsilon_r}} \frac{r}{2}. \qquad (5)$$

Для большинства материалов, в том числе и для полупроводников, $\mu_r \approx 1$, и тогда удельное сопротивление обратно пропорционально корню квадратному из относительной диэлектрической проницаемости среды ($\sqrt{\varepsilon_r}$) и прямо пропорционально $\sqrt{\mu_0/\varepsilon_0} = 120\pi$ — так называемому "волновому сопротивлению вакуума", а также радиусу полупроводника круглого сечения.

Из общего определения вектора электрического смещения следует, что

$$\varepsilon_r = 1 + \frac{1}{\varepsilon_0 E_\tau} \frac{\sum_i p_{э,i}}{\Delta V} = 1 + \frac{\sum_i n_i p_{э,i}}{\varepsilon_0 E_\tau}, \qquad (6)$$

где суммирование производится по всем электрическим диполям, встроенным и наведенным в объеме ΔV; n_i — концентрация встроенных и наведенных дипольных электрических моментов; $p_{э,i}$ — их дипольный электрический момент. В большинстве случаев относительная диэлектрическая проницаемость значительно больше единицы. Тогда

$$\varepsilon_r = \frac{\sum_i n_{a,i} p_{э,i}}{\varepsilon_0 E_\tau}, \qquad (7)$$

где $n_{a,i}$ — концентрация i-х атомов.

Энергия поляризации в зависимости от направления приложенного поля будет увеличивать или ослаблять энергию сродства электрона к атому примеси. Если известна энергия сродства атома к электрону, то эту энергию можно представить моделью атома водорода с эффективным зарядом и радиусом отрицательного иона, а именно,

$$EA = \frac{Z^* e^2}{4\pi\varepsilon_0 r_i}, \qquad (8)$$

где EA — энергия сродства; Z^* — эффективный заряд нейтрального атома; e — заряд электрона.

Радиус отрицательного иона r_i существенно не отличается от радиуса нейтрального атома [6]. Поэтому при известной энергии сродства на основании (8) определяется эффективный заряд отрицательного иона. Для бора это 0,0224, а для мышьяка — 0,0762. Применим эту модель для обоснования воздействия внешнего электрического поля на отрицательный ион. Под воздействием внешнего электрического поля отрицательный ион поляризуется, и тогда сила взаимодействия внешнего поля с валентным электроном каждой из частиц вещества должна быть скомпенсирована изменением внутренних сил связи валентного электрона с эффективным зарядом частицы. Следовательно [5],

$$eE_э = \frac{Z^* e^2}{4\pi\varepsilon_0 r_i^2} - \frac{Z^* e^2}{4\pi\varepsilon_0 (r_i \pm \Delta r_i)^2}, \qquad (9)$$

где $E_э$ — напряженность внешнего электрического поля; Δr_i — смещение зарядового облака отрицательного иона относительно его центра.

Из равенств (8) и (9) получаем для смещения зарядового облака

$$\Delta r_i = \pm \frac{4\pi\varepsilon_0 E_э r_i^3}{2Z^* e}. \qquad (10)$$

На поляризацию тратится работа

$$A = eE_э \Delta r_i. \qquad (11)$$

На основании (10), (11) эффективное значение энергии сродства к электрону для отрицательного иона составит

$$EA_{эфф} = EA\left(1 \pm \frac{e^2 E_э^2 r_i^2}{2EA^2}\right). \qquad (12)$$

Тогда плотность термоэмиссионного тока, А·м$^{-2}$, с учетом (12) будет определяться следующим образом [1]:

$$J_T = \frac{\gamma e \mathrm{v}}{4r_a^3}\left[\frac{EA_{эфф}}{k_b T} + 1\right]\exp\left[-\frac{EA_{эфф}}{k_b T}\right], \qquad (13)$$

где γ — доля эмиттируемых электронов с молекулы кремния; $\mathrm{v} = \sqrt{\frac{8k_b T}{\pi m_e}}$ — тепловая скорость электро-

нов в зоне проводимости; r_a — радиус молекулы кремния; k_b — постоянная Больцмана; T — температура поверхности кремния.

Из рис. 5 следует, что приложенное внешнее электрическое поле воздействует на уровни энергий сродства отрицательных ионов к электрону по-разному. Для приложенного внешнего электрического поля в направлении от валентной зоны к зоне проводимости уровни энергии сродства вблизи зоны проводимости по энергии возрастают и термоэмиссионный ток уменьшается, а для уровней энергии сродства вблизи валентной зоны уровни энергии сродства уменьшаются и термоэмиссионный ток, наоборот, возрастает. Изменение направления приложенного внешнего поля приводит к обратной картине протекания термоэмиссионного тока.

Примеси в полупроводниках наводят дипольные электрические моменты, а их концентрация определяет изменение диэлектрической проницаемости полупроводника с примесями. Это, в свою очередь, влияет на электропроводность полупроводника. Известно, что примесная проводимость значительно превосходит собственную проводимость полупроводника [7]. Поэтому примесная проводимость полупроводников определяется только концентрацией вводимых примесей, а величина результирующего наведенного дипольного электрического момента

$$\sum_i n_{a,i} p_{e,i} = e r_a n_{a,0} \exp\left[-\frac{EA}{k_b T}\left(1 \pm \frac{e^2 \Delta\varphi^2}{EA^2}\right)\right],$$

где $\Delta\varphi$ — приложенная разность потенциалов на монослое атомов примеси, $n_{a,\,0}$ — концентрация атомов примеси в поверхностном слое.

По формуле (5) определяется удельное сопротивление полупроводника с примесью. При определении удельного сопротивления обычно используют таблетки диаметром 1 см и толщиной 3 мм. Для таких таблеток результаты расчета удельного сопротивления для кремния с максимальной концентрацией у поверхности примеси бора и мышьяка приведены на рис. 6.

Для металлов удельное сопротивление составляет $10^{-7}...10^{-8}$ Ом·м. Кремний с внедрением бора приобретает проводимость, свойственную металлам, когда разность потенциалов в контакте бор—кремний достигает ~ 0,5 В. Кремний с внедрением мышьяка приобретает металлическую проводимость, когда разность потенциалов в контакте мышьяк—кремний составляет ~ 1,1...1,2 В. Реально используют толщину пластин кремния существенно меньшую 100 нм. Поэтому и полученные разности потенциалов несколько уменьшатся.

Из рис. 6 следует, что чем меньше энергия сродства вводимой примеси, тем существеннее изменяется удельное сопротивление в зависимости от напряженности внешнего электрического поля. По мере увеличения напряженности электрического поля примесная проводимость стремится к линейному спаду или возрастанию удельного сопротивления в логарифмическом масштабе по оси ординат, т. е. более четко реализуется экспоненциальная зависимость удельного сопротивления от напряженности электрического поля.

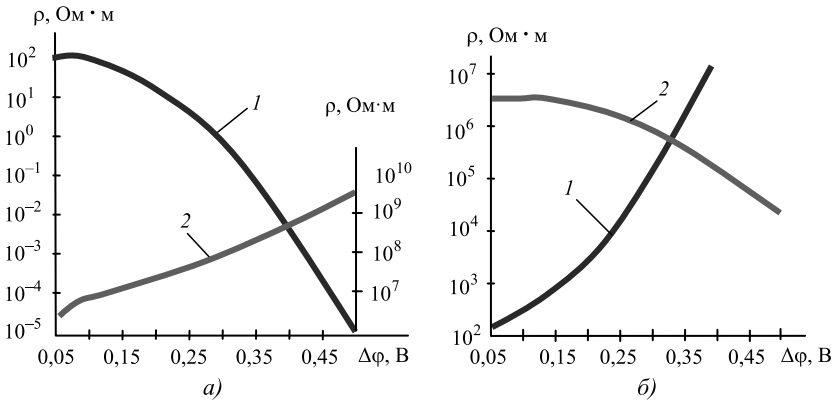


Рис. 6. Зависимость удельного сопротивления кремния от Δφ — с примесью бора (*1*, ось ординат слева) и с примесью мышьяка (*2*, ось ординат справа):
а — напряженность внешнего электрического поля направлена от валентной зоны к зоне проводимости; *б* — напряженность внешнего электрического поля направлена от зоны проводимости к валентной зоне

Электронно-дырочный переход является основой солнечных элементов — преобразования лучистого потока в электрическую энергию. Полученные коэффициенты преобразования на кремниевой основе не превышают 17 %. В чем причина?

Воздействие электромагнитного излучения на *p—n*-переход

Под действием лучистой энергии на площадь солнечного элемента электрическую составляющую реализуют только атомы, внедренные в основу кристалла кремния. Эти атомы вводятся внутрь кристалла только в места с максимальной энергией физической адгезии, которые в случае кремния находятся вокруг каждой столбообразной пустоты (см. рис. 4).

Поэтому подбором времени напыления добиваются условия, когда в каждой ячейке адгезии находится только один атомный слой. Для поверхности кремния Si (111) каждая ячейка адгезии содержит три трехатомных молекулы. На такую ячейку адгезии осаждаются кластеры из трех двухатомных молекул. Латеральное взаимодействие приводит к распаду кластера и двухатомных молекул мышьяка на отдельные атомы.

При нормальном падении лучистой энергии на площадь солнечного элемента из всего потока только та часть, которая падает на площадь, занимаемую внедренными атомами на поверхности кремния, ответственна за преобразование солнечной энергии в электрическую энергию. Остальная часть потока лучистой энергии поглощается кристаллом кремния и превращается в тепловую составляющую. Так как каждая столбообразная пустота окружена шестью ячейками адгезии с плотноупакованной структурой из трехатомных молекул кремния, то на основании рис. 2 коэффициент преобразования лучистой энергии в электрическую энергию

$$КПД = N\frac{\pi r_1^2}{\pi r_2^2} \approx 6\frac{1 \div 1,2^2}{49} = 0,12 \div 0,17, \qquad (14)$$

где N — число ячеек адгезии, расположенных вокруг столбообразной пустоты; r_1 — радиус одной ячейки адгезии; r_2 — радиус плотноупакованного окружения вокруг каждой столбообразной пустоты.

Полученное значение КПД соответствует экспериментальным данным для кристаллического кремния, армированного бором и мышьяком. Реально при промышленном изготовлении солнечных элементов получают КПД не более 10 %. Увеличить КПД до предельного возможно только путем армирования поверхности кремния двухатомными или трехатомными молекулами с энергией сродства 0,8...1 эВ. В этом случае не будет нарушаться резонансный обмен электронами между кристаллическим остовом кремния и примесными атомами.

Принципиальное ограничение КПД обусловлено процессом разогрева кристалла кремния солнечным потоком вследствие резкого возрастания эффективного внутреннего сопротивления *p—n*-перехода с уменьшением потока электронов от основы к примесным атомам.

Влияние температуры на солнечный генератор электрической энергии

Для обоснования влияния температуры на формирование солнечного генератора электрической энергии рассмотрим энергетическую схему работы такого генератора. Энергетическая схема кристалла кремния, армированного бором и мышьяком, показана на рис. 5. При воздействии светового потока на энергетический уровень сродства к электрону атома мышьяка, вследствие возникновения внутреннего фотоэффекта, происходит переход валентных электронов отрицательного иона мышьяка на уровень энергии отрицательного иона бора. Среднее значение температуры образующегося электронного газа

$$\bar{T}_e = \frac{0,55EA_{As}}{11\ 600} \approx 5200\ \text{K}, \qquad (15)$$

т. е. под действием солнечного потока происходит резкий отрыв температуры образующегося электронного газа от температуры кристаллического остова внутри кристалла. Это обусловливает существенный разогрев кристалла кремния.

Восполнение электронов на отрицательных ионах мышьяка происходит автоматически вследствие взаимодействия нейтральных атомов мышьяка с валентными электронами кристалла кремния с распределением Ферми—Дирака. При существенном разогреве кристалла кремния возникает интенсивная диффузия атомов примеси с поверхности внутрь кристалла. Такие атомы примеси не воспринимают внешний световой поток, а электроны вследствие термоэмиссии переходят в свободное состояние внутри кристалла и не участвуют в создании протекания электрического тока в *p—n*-переходе. В этом случае солнечный генератор выходит из строя, а при охлаждении восстанавливается частично.

В результате проведенных исследований удалось выяснить ряд основополагающих представлений, лежащих в основе формирования *p*-, *n*-проводимости и *p—n*-перехода, а также преобразования светового потока в электрическую энергию на *p—n*-переходе. К сожалению, приходится констатировать, что далеко не все аспекты этой проблемы являются достаточно ясными, и поэтому требуются дальнейшие серьезные исследования.

Выводы

Проведенный краткий анализ организации *p*- и *n*-проводимости, а также *p—n*-перехода свидетельствует о следующем:

1. Поверхность кремния Si (111) формируется трехатомными молекулами с образованием столбообразных пустот.

2. Каждая столбообразная пустота окружена шестью трехатомными молекулами, а пространство между столбообразными пустотами заполня-

ется тремя молекулами с разным расположением встроенных дипольных электрических моментов.

3. ЭДС *p—n*-перехода определяется разностью энергий сродства атомов элементов, вводимых для организации *n*- и *p*-проводимости.

4. Убыль электронов при внутреннем фотоэффекте восполняется резонансным переходом с верхних четных энергетических уровней, расположенных в запрещенной зоне кристалла кремния.

5. Концентрация атомов в возбужденных состояниях определяется законом Максвелла—Больцмана при высокой неравновесной температуре электронного газа, достигающей более 5000 К под действием светового потока.

6. Коэффициент полезного действия солнечного генератора на основе кремния с введением примесей в виде атомов бора и мышьяка принципиально не может превышать 17 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гречихин Л.И.** Физика наночастиц и нанотехнологий. Общие основы, механические, тепловые и эмиссионные свойства. Минск: УП Технопринт, 2004. 399 с.

2. **Гречихин Л.И.** Наночастицы и нанотехнологии. Минск: Право и экономика, 2008. 406 с.

3. **Кластерная** структура кремния и конструкция его поверхности / Л.И. Гречихин, С.Д. Латушкина, В.М. Комаровская, Ю. Шмермбекк // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 9. С. 9—16.

4. **Образование** плотноупакованной и кластерной решеточной структуры индия на поверхности кремния / Л.И. Гречихин, С.Д. Латушкина, В.М. Комаровская, Ю. Шмермбекк // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 3—12.

5. **Гречихин Л.И.** Основы радиосвязи. Минск: Национальная библиотека Беларуси, 2016. 377 с.

6. **Гречихин Л.И.** Анализ полупроводниковых квантовых генераторов типа A^3B^5 // Военно-технический вестник: Науч. журнал министерства обороны Республики Сербия. 2015. Т. LXIII. № 2. С. 9—29.

7. **Гречихин Л.И., Ленец Я.В.** Основы физики твердого тела, атомного ядра и плазмы. Минск: МВИЗРУ, 1972. 271 с.

8. **Радциг А.А., Смирнов В.М.** Справочник по атомной и молекулярной физике. М.: Атомиздат, 1980. 240 с.

9. **Физические** величины: справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Кирсанов С.В., Гречишников В.А., Бабаев А.С.

ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ СВЕРЛЕНИЯ ГЛУБОКИХ И ТОЧНЫХ ОТВЕРСТИЙ МАЛЫХ ДИАМЕТРОВ

Под общ. ред. С.В. Кирсанова. 2016 г. 188 с.

Цена 600 руб.

Рассмотрены современные конструкции ружейных свёрл с твердосплавными стеблями, применяемые для сверления глубоких и точных отверстий малых диаметров. Даны рекомендации по их проектированию, изготовлению и эксплуатации. Приведены сведения о технологических возможностях этих инструментов.

Для технологов и конструкторов машиностроительных предприятий, может быть полезна студентам втузов.

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

К 150-летию факультета "Машиностроительные технологии" МГТУ им. Н.Э. Баумана

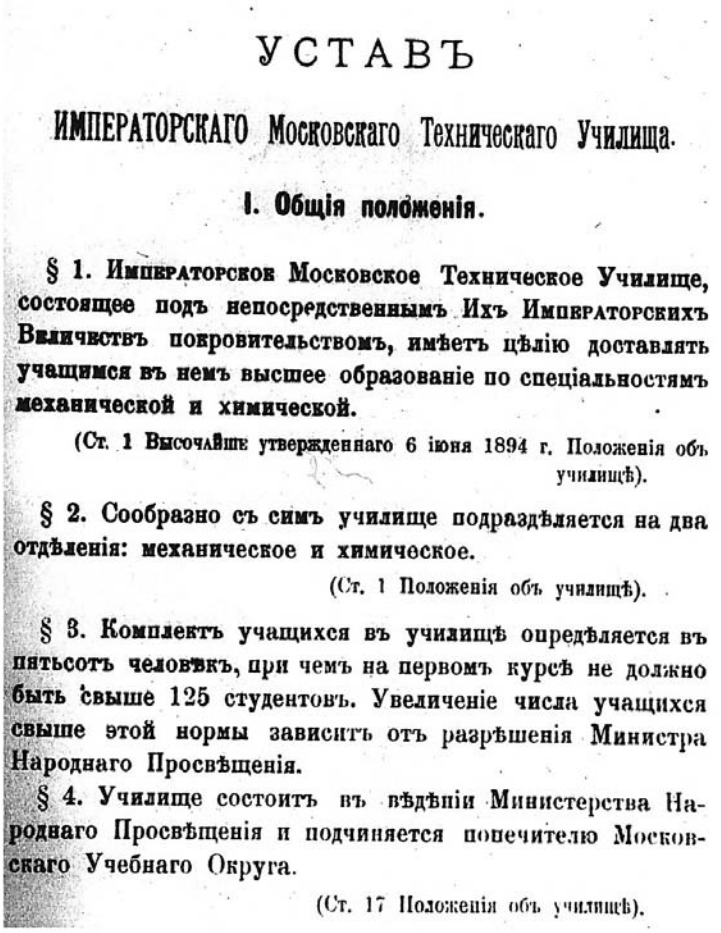
Осенью 2018 г. старейший технический университет России МГТУ им. Н.Э. Баумана будет отмечать юбилей — 150 лет с момента получения статуса высшего учебного заведения. Факультет, который сейчас называется "Машиностроительные технологии", стал первым готовить инженерные кадры для промышленности России.

Середина XIX в. ознаменовалась в России бурным ростом промышленного производства: строилось множество фабрик и заводов, которые надо было оснащать разнообразными машинами, появились пароходы, стали строиться железные дороги. Стране потребовались люди, профессионально подготовленные к управлению сложными машинами и механизмами, а также к созданию новых машин и других орудий труда. Это повлекло за собой радикальные изменения в деле технического образования.

1 июня 1868 года император Александр II утвердил новый устав, согласно которому учебное заведение получило статус высшего специального и новое название — Императорское Московское техническое училище (ИМТУ). Перед ИМТУ ставилась цель подготовки инженеров-механиков, инженеров-технологов и механиков-строителей. Это обеспечивалось наличием двух отделений: механического, где готовили специалистов по металлообработке, технологии волокнистых веществ и машиностроению, и химического, где обучали химии и металлургии.

Другими словами, с 1868 г. в Императорском Московском техническом училище началась подготовка инженеров, способных создавать технологические процессы обработки металлов и конструировать технологические машины. Необходимость в таких инженерах-универсалах для России была обусловлена фундаментальными научными открытиями и техническими достижениями того времени, которые стали выражением промышленного развития страны, а одним из девизов того времени стал следующий: *"Усовершенствование промышленности есть теперь одна из самых существенных потребностей России, но без знания, и притом без знания научного — оно невозможно"*.

Потребности развивающейся промышленности в разработке отдельных технологических процессов привели к необходимости организации кафедры для подготовки инженеров по технологии конструкционных материалов, имеющих знания по материаловедению, литейному и кузнечно-штамповочному производству, прокатке и волочению, механосборочному производству.



УСТАВЪ

ИМПЕРАТОРСКАГО Московскаго Техническаго Училища.

I. Общія положенія.

§ 1. Императорское Московское Техническое Училище, состоящее подъ непосредственнымъ Ихъ Императорскихъ Величествъ покровительствомъ, имѣетъ цѣлію доставлять учащимся въ немъ высшее образованіе по спеціальностямъ механической и химической.

(Ст. 1 Высочайше утвержденнаго 6 іюня 1894 г. Положенія объ училищѣ).

§ 2. Сообразно съ симъ училище подраздѣляется на два отдѣленія: механическое и химическое.

(Ст. 1 Положенія объ училищѣ).

§ 3. Комплектъ учащихся въ училищѣ опредѣляется въ пятьсотъ человѣкъ, при чемъ на первомъ курсѣ не должно быть свыше 125 студентовъ. Увеличеніе числа учащихся свыше этой нормы зависитъ отъ разрѣшенія Министра Народнаго Просвѣщенія.

§ 4. Училище состоитъ въ вѣдѣніи Министерства Народнаго Просвѣщенія и подчиняется попечителю Московскаго Учебнаго Округа.

(Ст. 17 Положенія объ училищѣ).

В то время сложилось представление об инженере-машиностроителе, который должен машину "сам задумать, сам сконструировать, сам изготовить, сам уметь ее эксплуатировать и научить других".

Статус Императорского, который присваивался только в исключительных случаях, означал в первую очередь — признание незаурядности и особой важности для державы. В то время задача подготовки отечественных инженеров стояла очень остро, так как большинство инженеров, работающих на промышленных предприятиях России, были иностранцами. Уникальность ИМТУ состояла в том, что система обучения в нем складывалась долгие годы в результате собственной деятельности, на которую иностранцы практически не влияли.

О том, как проходил процесс обучения в то время, можно узнать из рассказа Петра Кондратьевича Худякова, первого профессора из выпускников ИМТУ, который поступил в училище в 1868 г.: "Особенно ценным в режиме тогдашнего МВТУ было то, что в нем исподволь, параллельно, развивали у молодежи и ее мускульные силы, и весь ее мыслительный аппарат". При этом он пишет о сочетании занятий по математике, черчению, русской литературе, французскому и немецкому языках с освоением токарного дела по дереву и металлу, занятиями в кузнечных и литейных мастерских, монтажных работ с уходом за паровой машиной и котлом.

Система подготовки в ИМТУ имела три основных составляющих:

1) серьезное изучение теоретических предметов на уровне классических университетов;

2) глубокая практическая подготовка, основанная на реальной работе студентов в условиях, максимально приближенных к работе на фабриках и заводах;

3) постоянная взаимовыгодная связь высшей технической школы с промышленностью.

ООО "Издательство **"Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru
Web-site: www.mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Конова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 01.03.2018 г. Подписано в печать 18.04.18 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 "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**