

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (69)
сентябрь
2010

Издается с января 2005 г.

Главный редактор

д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного
совета**

д-р техн. наук, заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместители главного
редактора:**

И.Н. ЖЕСТКОВА

д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя
редакционного совета:**

д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.Ю. ЗАМЯТИН

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:

Е.П. ЗЕМСКОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

Факс: (499) 269-48-97.

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

Журнал зарегистрирован
в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств
массовых коммуникаций.

Свидетельство о регистрации
ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Симонова Ю.Э., Ткаченко Ю.С. Состояние вопроса технологических методов
ремонта и восстановления плоских пар трения металлорежущих станков
(анализ состояния и перспективы развития) 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Гречихин Л.И., Иващенко С.А., Голушко В.М., Койда С.Г. Упрочнение
конструкционных материалов наноразмерными многослойными покрытиями 7

Дзюба В.Л., Васецкая Л.А., Кляхина Н.А., Зема А.В. Особенности
формирования и физические свойства защитных металлических пленок
нитрида титана 12

Михальченков А.М., Ожегов Н.М., Будко С.И., Капошко Д.А. Сравнительный
анализ упрочнения лемехов применением различных технологических приемов
наплавки 14

**Новиков А.С., Пайкин А.Г., Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А.,
Энгелько В.И., Ткаченко К.И.** Результаты длительных испытаний
на технологическом двигателе РД33 лопаток компрессора ГТД из стали ЭП866Ш,
облученных сильноточным импульсным электронным пучком 18

Сафонов Е.Н., Дружинин И.С., Орлова Н.В. Закалка поверхностного слоя
деталей машин плазменной дугой прямого действия 23

Кудряшов Е.А., Павлов Е.В., Яцун Е.И., Алтухов А.Ю., Лунин Д.Ю. Применение
композиционных инструментальных материалов при ремонте деталей машин 30

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Гурьянов Г.В., Годунов С.С., Кисель П.Е., Кисель Ю.Е. Лазерная обработка
износостойких композиционных электрохимических покрытий 32

Мокрицкий Б.Я. Управление работоспособностью металлорежущего инструмента
путем нанесения покрытий, механической упрочняющей обработки
и контроля качества 38

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий
для публикации трудов соискателей ученых степеней

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 9 (69)
September
2010

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA

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
S.N. GRIGORIEV
V.Yu. ZAMYATIN
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Simonova Yu.E., Tkachenko Yu.S. State of the problem of technological methods
of repair and revitalization of the cutting machines' flat friction pairs
(the state analysis and the development perspectives) 3



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Grechihin L.I., Ivaschenko S.A., Golushko V.M., Koyda S.G. Strengthening
construction materials with nano-dimensional multilayer coatings 7

Dzyuba V.L., Klyahina N.A., Vasetskaya L.A., Zema A.V. Formation of features
and physical properties of the protective metal films of titanium nitride 12

Mikchalchenkov A.M., Ozhegov N.M., Budko S.I., Kapochko D.A. Comparative
analysis of strengthening of the ploughshares due to the use of different
technological ways of surfacing 14

**Novikov A.S., Paikin A.G., Shulov V.A., Bytzenko O.A., Teryaev D.A., Engelko V.I.,
Tkachenko K.I.** The results of tests in content of PД33 gas turbine engine
of ЭП866Ш steel compressor blades irradiated with intense pulsed electron beam . . 18

Safonov E.N., Druzhinin I.S., Orlova N.V. Strengthening of machine parts
surface layer by the plasma arc of direct action 23

Kudrjashov E.A., Pavlov E.V., Yatsun E.I., Altukhov A.Yu., Lunin D.Yu.
The application of composition tool-making materials to repair machine
components 30



PROCESSING BY COMBINED METHODS

Guriyanov G.V., Godunov S.S., Kisel P.E., Kisel Yu.E. Laser processing
of wearproof composite electrochemical coverings 32

Mokritsky B.Ya. The working capacity control of the metal-cutting tool by plating,
mechanical reinforcing processing and quality control 38

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian
Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses



УДК 621.81:538.3

Ю.Э. Симонова, Ю.С. Ткаченко (Воронежский государственный технический университет)
E-mail: jsim2@bk.ru

Состояние вопроса технологических методов ремонта и восстановления плоских пар трения металлорежущих станков (анализ состояния и перспективы развития)

Представлены состояние, перспективы развития технологических методов ремонта и восстановления направляющих скольжения. Освещены вопросы создания эффективных методик восстановления направляющих скольжения в условиях современного производства. Дан обзор применения методов ремонта и восстановления при различных условиях работы и целесообразности внедрения этих процессов в производство и сферу ремонта.

Ключевые слова: ремонт, восстановление, упрочнение, направляющие скольжения.

The state and development perspectives of the technological repair and revitalization methods of plain slideways are presented. The problems of development of effective revitalization techniques of plain slideways in modern manufacture are covered. The review of application of the repair and revitalization methods in different operating environment and the introduction expediency of these processes into production and repair areas is provided.

Keywords: repair, revitalization, reinforcement, plain slideways.

Рассматривая станины и основания как основную группу деталей технологического оборудования, обеспечивающих нормальную эксплуатацию станка (правильное взаимное расположение и перемещение деталей узлов станка, в качестве основы для базирования деталей узлов станка, осуществляющих поддержание и перемещение инструмента и изделий), следует опираться на критерии износостойкости направляющих, такие как жесткость, твердость, задиростойкость и т.д.

За срок эксплуатации универсальных металлорежущих станков (6...8 лет) износ и повреждение направляющих станин составляет до 100 % [1]. Для сравнения: износ зубчатых колес – 10 %; шпиндельных подшипников – 80 %; подшипников промежуточных валов – 15 %. На рис. 1 показано влияние износа на погрешность формы детали в продольном сечении при токарной обработке во времени [2].

Данная зависимость показывает увеличение влияния износа направляющих на точность обработки с каждым годом эксплуатации станка. Причем у станков токарной группы коэффициент переноса непрямолинейности направляющих на изделие составляет ~ 0,6 [3].

За год эксплуатации токарных станков при двухсменной работе в условиях серийного производства износ несимметричной треугольной направляющей в

среднем составляет 0,04...0,12 мм в зависимости от вида обработки [2, 4]. При этом износ второй плоской направляющей оказался в пять раз меньше. А при тех же условиях выработка станины в местах перемещения каретки на отрезке в 300 мм на станке

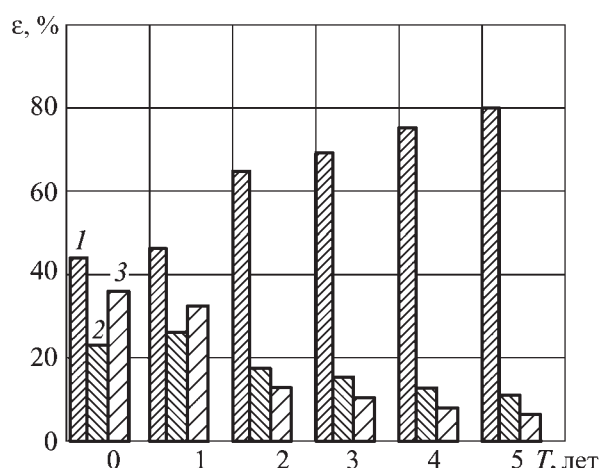


Рис. 1. Влияние износа на погрешность формы детали в продольном сечении при токарной обработке во времени (длина детали 200 мм):

1 – непрямолинейность направляющих; 2 – прогиб и биение шпинделя; 3 – неточность установки реза на размер

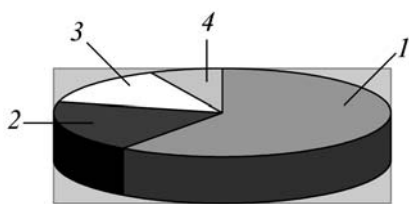


Рис. 2. Процентное соотношение используемых форм направляющих токарных станков:

1 – направляющие скольжения (60 %); 2 – направляющие качения (19 %); 3 – комбинированные направляющие (14 %); 4 – гидро- и аэростатические направляющие (7 %)

модели 16A20 составила 0,05...0,07 мм, притом что износ направляющих станины при правильной эксплуатации составляет 0,04...0,1 мм и более в год.

Это происходит из-за недостаточной изоляции поверхностей трения от загрязнения (стружки, частиц абразива, металлической пыли, воды, окалина и других загрязняющих веществ, оказывающих сильное влияние на износостойкость механизмов), невозможности полного удаления загрязнений из топлива, смазочного материала, воздуха, газов и жидкостей и др. [5, 6].

Наиболее часто в конструкциях металлорежущих станков используют направляющие скольжения (рис. 2) с парами трения "чугун–чугун", "чугун–сталь", "чугун–полимер" [2, 7].

Ремонт направляющих скольжения можно разделить на две условные группы: упрочнение готовой детали, еще не поступившей в эксплуатацию, и восстановление детали, превысившей допустимое значение износа.

Например, в станках, где используют направляющие из стали, выполненные в виде отдельных планок, для обеспечения требуемых параметров проводят химико-термическую обработку. Для направляющих, изготовленных из низкоуглеродистых сталей, применяют цементацию с последующей закалкой, основной целью которой является получение твердой износостойкой поверхности.

В результате поверхностный слой приобретает структуру мартенсита с избыточными карбидами в виде глобулей. При этом можно получить твердость 60...65 HRC. На результаты цементации, а именно распределение твердости по глубине слоя после закалки, влияют активность карбюризатора, температура и продолжительность процесса, что вызывает определенные трудности в контроле над процессом.

Насыщению азотом обычно подвергают детали, изготовленные из конструкционных легированных сталей (нитраллои). Процессом химико-термического упрочнения получают слой с глубиной азотирования 0,5 мм с последующей закалкой, что позволяет повысить твердость благодаря нитридам, образова-

ным азотом и легирующими элементами; износостойкость; защитить сталь от коррозии в агрессивных средах применительно к процессу металлообработки, а также получить твердость до 800...1000 HV.

Также нашла применение объемная закалка с глубиной закаленного слоя 2...5 мм с отпуском до твердости 58...62 HRC высокоуглеродистых сталей. Однако трудность заключается в получении стабильной глубины закаленного слоя и в опасности возникновения дополнительных деформаций в упрочняемой детали.

В токарных станках направляющие, выполненные как одно целое со станиной, изготавливают из чугуна СЧ21 перлитной структуры с равномерными включениями графита. Их износостойкость повышают закалкой с нагревом токами высокой частоты или газопламенным методом. Так, например, поверхностной закалкой с индукционным нагревом токами высокой частоты при температуре 830...950 °С максимальная достигаемая твердость чугунных направляющих станины составляет 48...53 HRC. Величина износа чугунных направляющих станин при закалке с индукционным нагревом токами высокой частоты составляет в среднем 0,02 мм за один межремонтный период (5...9 мес.).

Другой способ, применяемый в ремонтной практике, для поверхностного упрочнения чугунных направляющих станин – пламенная поверхностная закалка. В этом случае структура закаливаемого слоя представляет собой крупноигльчатый мартенсит и аустенит с включениями графита. При этом твердость после закалки достигает 370...390 HB.

Примером одной из разновидностей технологии закалки может служить закалка "змейкой". В процессе закалки на направляющие поверхности станины наносится перекрещивающаяся зигзагообразная линия шириной 6...12 мм с шагом 40...100 мм. При этом твердость закаленной поверхности составляет 48...50 HRC. В процессе эксплуатации мелкие задиры наблюдаются на малых участках между так называемыми восьмерками.

Из этих данных можно сделать вывод, учитывая распространенность переносных установок и передвижных станков, работающих по технологии заводов, что в некоторых случаях поверхностная закалка может быть эффективным методом формирования поверхностных слоев износостойких структур, а также практический и научный интерес представляют исследования переменного упрочнения и его влияния на работоспособность пар трения.

Для ремонта вышедшего из строя станка из-за износа направляющих был применен опыт получения покрытия из углеродистой или хромистой стали газопламенным проволочным (диаметр проволоки 2,0 мм) напылением на чугунные направляющие

скольжения с последующим упрочнением [8]. Данный метод является эффективным только при небольшом износе, тогда срок службы направляющей с покрытием в 2–3 раза превышает срок службы обычной чугунной направляющей.

Более распространенным ресурсо- и энергосберегающим способом восстановления является механическая обработка направляющих скольжения, которая, в свою очередь, зависит от степени износа и твердости направляющих. Наиболее известными способами являются шабрение, шлифование и строгание.

Ремонт шабрением отличается большой трудоемкостью и значительными материальными затратами, что ограничивает его применение. Производительность ремонта направляющих шлифованием в несколько раз выше в сравнении с шабрением. Шлифованием обеспечивается высокая точность и чистота обработки. Однако этот способ используют при обработке закаленных направляющих. При ремонте незакаленных направляющих станков предпочтение отдают финишному строганию или фрезерованию.

Совершенствование процессов восстановления работоспособности направляющих скольжения металлообрабатывающего оборудования в настоящее время происходит, как правило, в модернизации технологий комбинированной обработки восстановления и последующего упрочнения пар трения.

Особый интерес представляют исследования восстановления поверхностного слоя направляющих с последующим упрочнением. Одним из наиболее эффективных способов повышения износостойкости поверхностного слоя направляющих является способ, разработанный в ОАО "ГАЗ" [9, 10] – процесс упрочнения стальных и чугунных направляющих комбинированным способом, предусматривающий электроискровое легирование с последующим поверхностно-пластическим деформированием полученного покрытия.

Испытания проводили на парах трения "чугун–чугун" (направляющие скольжения вертикально- и горизонтально-фрезерных станков). При исследовании использовали электроды из графита, твердого сплава, молибдена и бронзы, что позволило сформировать на поверхности чугунных образцов однородные по толщине и плотности покрытия.

Каждый материал покрытия имеет свою интенсивность изнашивания, коэффициент трения, задиростойкость поверхности, однако технические рекомендации, направленные на повышение износостойкости чугунных образцов в основном относятся к использованию электротехнического графита (легирующий электрод) марки DE-24 с последующим обкатыванием профильным роликом. При этом износостойкость поверхностного слоя повышается в 1,5–2,1 раза, задиростойкость в 2,0–2,5 раза, контактная же-

сткость в 1,2–1,5 раза в сравнении с поверхностью направляющих, обработанной шлифованием.

Другой способ, предложенный в работе [11], заключался в нанесении композиционных высокотвердых покрытий в сочетании с комбинированными процессами финишной отделочно-упрочняющей обработки концентрированными источниками энергии. Проведенные исследования позволили разработать технологические схемы лазерной обработки упрочняющих покрытий для направляющих скольжения (как монолитных, так и накладных), повышающие износостойкость в 1,6–2,5 раза, контактную жесткость в 1,5–2,0 раза, сокращающие время приработки в 1,4–1,6 раза, также значительно снизилась способность к схватыванию поверхностей трения, повысилась задиростойкость.

В работе [4] было предложено использовать энерго- и ресурсосберегающие технологии ремонта, заключающиеся в тонком эльборовом фрезеровании с последующей *импульсно-ударной пневмовибродинамической обработкой* (ИУ ПВДО). Показатели технической эффективности после финишной упрочняющей ИУ ПВДО увеличиваются в 2–2,5 раза в сравнении с традиционными способами обработки без упрочнения.

Использование финишной безабразивной упрочняющей *пневмовибродинамической обработки* (ПВДО) плоских поверхностей направляющих дает повышение их износостойкости в 1,5–2,0 раза в сравнении с шабреными поверхностями и в 2,5–3,0 раза – со шлифованными.

Технология включает одну операцию механической обработки, содержащую три технологических перехода, осуществляемые за один установ заготовки на продольно-строгальном или продольно-фрезерном станках: 1 – черновая лезвийная обработка фрезой с летучим эльборовым резцом, устанавливаемой на валу шлифовальной головки продольно-строгального или на шпинделе продольно-фрезерного станка; 2 – тонкая лезвийная обработка вышеупомянутой фрезой; 3 – ПВДО пневматическим шариковым накатником, устанавливаемым в резцовой головке продольно-строгального или на шпинделе продольно-фрезерного станка.

Однако данный вариант восстановления требует соблюдения необходимых условий: наличия источника сжатого воздуха; подачи от 50 до 500 мм/мин; скорости резания при фрезеровании $v = 900 \dots 1100$ м/мин.

В работе [12] повышение износостойкости и поверхностной прочности поверхностей трения (направляющих скольжения) осуществляют комплексным методом: лазерное упрочнение; криогенная обработка; легирование рабочих смазочных сред медесодержащими присадками. Лазерная обработка позволяет применительно к узлам трения, работающим в условиях граничного трения, получать повышение износостойкости в 3–12 раз. Что обуславливается созданием в поверхностных слоях метастабильной структуры, которая при изменении внешних

воздействий перестраивается в соответствующую стабильную для данных условий эксплуатации контактирующих пар.

Например, при лазерной закалке чугунных поверхностей без оплавления толщина закаленной зоны не превышает 0,25 мм, при этом твердость составляет 58 HRC. При оплавлении обработанные зоны получают толщиной 0,6...0,7 мм с твердостью 54...66 HRC.

Другой метод повышения износостойкости и поверхностной прочности поверхностей трения – упрочнение холодом. Имеются данные, что после обработки в кипящем азоте при температуре 77 К предел прочности металлов в 2–5 раз выше, чем при комнатной температуре. Использование присадок (МКФ-18 или "Гретерин-3" добавляется к базовому смазочному маслу) повышает износостойкость узлов трения в 2–10 раз.

Среди многообразия методик восстановления и упрочнения плоских пар трения возникает сложность выбора. Поэтому оптимизацию способов восстановления необходимо проводить по различным критериям.

При разработке оптимального метода восстановления чугунных направляющих скольжения эксплуатационные свойства можно оценить шестью выходными параметрами: y_{i1} – интенсивность изнашивания, мм; y_{i2} – твердость, HV; y_{i3} – задиростойкость, ч (при интенсивности изнашивания 0,5 мкм/ч); y_{i4} – равномерность износа (увеличение срока службы); y_{i5} – доступность оборудования и материала, % (при исследовании материалов производства); y_{i6} – длительность приработки, мин (при износе 6...12 мг).

После чего для каждого частного отклика необходимо ввести преобразование. Для комплексной оценки были построены два обобщенных показателя, учитывающих требования исследований Y_1 и эксплуатации Y_2 :

$$Y_1 = \sqrt[6]{y_{i1} y_{i2} y_{i3} y_{i4} y_{i5} y_{i6}}, \quad (1)$$

$$Y_2 = \sqrt[3]{y_{i1} y_{i4} y_{i5}}. \quad (2)$$

Преобразовав частные отклики по обобщенному показателю Y_1 , можно рекомендовать три методики восстановления, а при требованиях эксплуатации – обобщенному показателю Y_2 – четыре. Чтобы проранжировать отклики по степени их важности и найти соответствующие веса, были использованы экспертные оценки. В результате анализа была предложена линейная структура модели вида

$$\hat{y} = a_0 + a_1 X_1 + a_2 X_2 + \dots + a_k X_k, \quad (3)$$

где a_0 – среднее арифметическое значение параметра оптимизации \hat{y} ;

a_1, a_2, a_k – коэффициенты, указывающие на силу влияния факторов X_1, X_2, X_k соответственно.

Для некоторого упрощения математической модели по каждому из методов восстановления рассматривали четыре основные эксплуатационные характеристики, получившие приоритетные значения по оценке 10 специалистов (исходя из литературных данных).

1. Механическая обработка: интенсивность изнашивания, производительность, задиростойкость, доступность оборудования.

2. Прецизионно-пластическое деформирование: интенсивность изнашивания, твердость, задиростойкость, уменьшение времени приработки.

3. Поверхностная закалка, ТВЧ: интенсивность изнашивания, твердость, задиростойкость, доступность оборудования.

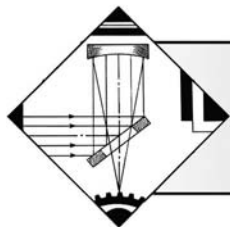
4. Легирование присадками: интенсивность изнашивания, уменьшение времени приработки, твердость, задиростойкость.

5. Комбинированная обработка: интенсивность изнашивания, уменьшение времени приработки, твердость, задиростойкость.

Таким образом, проведенный анализ существующих методов дает представление об актуальности темы и свидетельствует о важности в вопросах восстановления и ремонта направляющих скольжения на сегодняшний день, а также позволяет установить оптимальные технологические подходы к выбору методики восстановления и упрочнения деталей металлорезающих станков типа направляющие скольжения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Минеев А.С. Статистический анализ износа направляющих металлорезающих станков // Физика, химия и механика трибосистем: межвуз. сб. науч. тр. Иваново: Иван. гос. ун-т. 2005. Вып. 4. С. 60–62.
2. Утенков В.М. Прогнозирование потери точности металлорезающих станков с направляющими скольжения: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.01. М., 1995. 29 с.
3. Сердобинцев Ю.П., Схиртладзе А.Г. Механизм изнашивания направляющих скольжения металлообрабатывающего оборудования // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 5. С. 41–46.
4. Камчицкая И.Д. Технико-экономическая эффективность новой технологии ремонта направляющих станин токарных станков // Сб. науч. тр. членов БАМЕ. 2005. № 5. С. 28–30.
5. Сердобинцев Ю.П., Иванников А.В. Прогнозирование долговечности прецизионных пар трения технологического оборудования на основании моделирования // Трение и износ. 1997. Т. 18. № 5. С. 588–594.
6. Утенков В.М. Прогнозирование потери точности металлорезающих станков с направляющими скольжения // Вестник МГТУ. Сер. Машиностроение. 1996. № 1. С. 111–116.
7. Утенков В.М. Моделирование износа направляющих скольжения металлорезающих станков // IV Междунар. конгр. "Конструкторско-технологическая информатика – 2000". М., 2000. Т. 2. С. 226–229.
8. Хасуй А., Моригаки О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
9. Казнов В.Д. Комбинированное упрочнение направляющих скольжения металлорезающих станков // СТИН. 2001. № 11. С. 14–16.
10. Казнов В.Ф., Варухин Ю.И., Головнев В.Н. Упрочнение направляющих скольжения металлорезающих станков комбинированным способом // Технология машиностроения. 2002. № 2. С. 57–61.
11. Сердобинцев Ю.П., Схиртладзе А.Г. Технологические особенности и задачи лазерной обработки упрочняющих покрытий // Технология металлов. 2007. № 7. С. 39–43.
12. Ельников Н.Н. Повышение износостойкости пар трения в динамических системах направляющих станков: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.02.06. Курск, 1995. 21 с.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 539.2.001.573

Л.И. Гречихин (УО "Военная академия Республики Беларусь"),
С.А. Иващенко, В.М. Голушко, С.Г. Койда (Белорусский
национальный технический университет)
E-mail: Gretchihin@yandex.ru

Упрочнение конструкционных материалов наноразмерными многослойными покрытиями

Разработана физико-математическая модель формирования многослойного упрочняющего покрытия нитридом титана, полученного импульсным электровакуумным напылением длительностью ~ 1...1,5 с. Нитрид титана в упрочняющем покрытии представляет собой керамику объемноцентрированной структуры, армированную молекулами TiN. Для увеличения прочности сцепления с основой создается прослойка атомарного титана, а для образования атомарного титана и молекул нитрида титана – каталитические реакции соединения молекулярного азота с молекулами титана Ti_2 и Ti_3 .

Ключевые слова: упрочнение, нитрид титана, монокластерные слои, многослойные покрытия, электровакуумное напыление, физико-механические свойства, компьютерное моделирование.

Physico-mathematical model of forming multilayer strengthening coating by titanium nitride obtained through impulse electric vacuum sputtering during ~ 1...1,5 s has been developed. Titanium nitride in the strengthening coating is the ceramics of volume centered structure armoured by TiN molecules. To increase adhesive strength with the base there's created an interlayer of atomic titanium and for creation of atomic titanium and molecules of titanium nitride – catalytic reactions of compound of molecular nitrogen with titanium molecules Ti_2 and Ti_3 .

Keywords: strengthening, titanium nitride, monocluster layers, multiple layer coating, electric vacuum dusting, physical-mechanical properties, computer modeling.

Упрочнение различных конструкционных материалов многослойным покрытием широко используется в машиностроительном производстве. Часто применяется покрытие из нитрида титана [1]. При нанесении в многослойном покрытии образуются наноразмерные кластеры, которые формируют упрочняющее покрытие в виде нанокластерной решеточной структуры.

В связи с этим возникает цель: создать физико-математическую модель процесса нанокластерного упрочнения различных конструкционных материалов. Для решения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

– создать физико-математическую модель, которая адекватно отражала бы процесс формирования нанокластерных частиц, и как они, взаимодействуя друг с другом, создают кластерную решеточную структуру в виде упрочняющего покрытия на поверхности различных конструкционных материалов;

– разработать программное обеспечение компьютерного моделирования процесса формирования на-

ночастиц и их взаимодействия в упрочняющем покрытии;

– экспериментально подтвердить разработанную модель упрочняющих покрытий различных конструкционных материалов;

– разработать оптимальную технологию нанесения многослойного покрытия кластерами нитрида титана.

Образование нанокластерных частиц из нитрида титана

Атомы титана, взаимодействуя с атомами азота, образуют двухатомные молекулы. Двухатомные молекулы, взаимодействуя друг с другом, образуют кластерные системы. Кластеры нитрида титана являются молекулярными кластерами. Общий вид такого кластера изображен на рис. 1. В упрочняющем покрытии нанокластеры нитрида титана создают кристаллическую решетку, связь между частицами в которой определяется преимущественно электрон-дипольным и диполь-дипольным взаимодействиями.

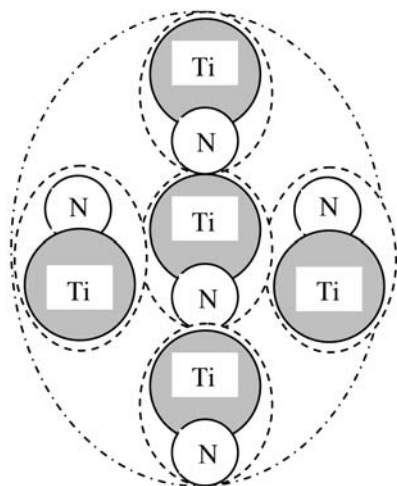


Рис. 1. Кластер нитрида титана

Атом азота не содержит встроенного электрического момента, а атом титана вследствие $d-s$ -взаимодействия обладает встроенным электрическим дипольным моментом. Проведенный расчет по разработанной методике для $d-s$ -взаимодействия позволил получить встроенный дипольный электрический момент в атоме титана $6,14 \cdot 10^{-30}$ Кл·м. Если принять расстояние между атомами титана и азота в молекуле нитрида титана равным сумме ковалентных радиусов ($2,17 \text{ \AA}$), то энергия диссоциации составит $4,2 \text{ эВ}$, а экспериментальное значение – $4,8 \text{ эВ}$.

При уменьшении межъядерного расстояния до $1,9 \text{ \AA}$ (межъядерное расстояние считать вариационным параметром) получается экспериментальное значение энергии диссоциации. Дипольный электрический момент молекулы нитрида титана при межъядерном расстоянии $1,9 \text{ \AA}$ равен $2,63 \cdot 10^{-29}$ Кл·м. При таком значительном дипольном электрическом моменте кластерная решеточная структура нитрида титана должна обладать кубической структурой.

Общий вид кластерной решеточной структуры нитрида титана схематично показан на рис. 2. В этом предположении энергия связи на одну частицу в кластерной решеточной структуре в вертикальном направлении составляет $1,15 \text{ эВ}$, а в горизонтальном – $3,12 \text{ эВ}$. Из рис. 2, б видно, что в кластерной решеточной структуре нитрида титана образуются столбообразные пустоты достаточно большого размера, т.е. нитрид титана в чистом виде является рыхлой структурой. Это приводит к тому, что нитрид титана не выдерживает нормальные нагрузки. Поэтому его следует чем-то уплотнять. Уплотнение нитрида титана может осуществляться путем заполнения столбообразных пустот атомами и молекулами титана, азота и молекулами нитрида титана.

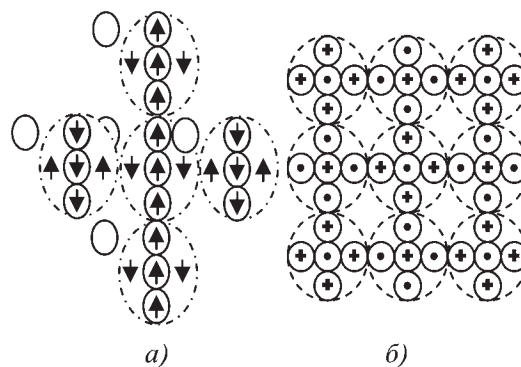
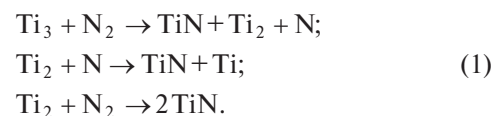


Рис. 2. Кластерная решеточная структура нитрида титана: а – вид сбоку; б – вид сверху

В молекуле Ti_2 дипольные электрические моменты направлены противоположно друг относительно друга, и они создают положительную энергию связи. В результате энергия диссоциации составляет всего $1,2 \text{ эВ}$ при равновесном расстоянии $1,71 \text{ \AA}$. Образование молекул Ti_3 приводит к увеличению энергии связи на один атом титана, так как диполь-дипольное взаимодействие не ослабляет энергию диссоциации, а увеличивает ее вследствие деформации молекулы Ti_2 [2].

В результате происходит заполнение столбообразных пустот в керамике нитрида титана преимущественно молекулами Ti_3 , которые обладают результирующим встроенным электрическим дипольным моментом $1,23 \cdot 10^{-29}$ Кл·м. Если в столбообразных пустотах появляются молекулы азота, то начинают образовываться молекулы нитрида титана вследствие протекания реакций вида:



Протекание реакций (1) в столбообразных пустотах приводит к тому, что в межкластерных пустотах присутствуют в основном молекулы нитрида титана, а на границе раздела основа–упрочняющее покрытие должны оставаться атомы и молекулы Ti_3 , присутствие которых обеспечивают прочную адгезионную связь упрочняющего покрытия с основой.

На рис. 3 показана примерная схема заполнения столбообразных пустот в упрочняющем покрытии из нитрида титана отдельными молекулами нитрида титана. Вследствие бинарного диполь-дипольного взаимодействия с кластерами нитрида титана энергия связи на один кластер в горизонтальном направлении составляет $5,33 \text{ эВ}$, а в вертикальном направлении – $3,46 \text{ эВ}$. Следовательно, при таких энергиях связи в упрочняющем покрытии оно должно выдерживать

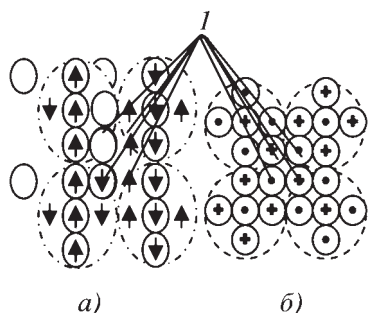


Рис. 3. Схема межкластерного взаимодействия при полном заполнении межкластерных пустот молекулами нитрида титана: 1 – расположение молекул нитрида титана в столбобразных пустотах

значительные нормальные нагрузки. Сдвиговые деформации будут практически отсутствовать.

Недостаток такого покрытия в том, что оно не выдерживает ударных импульсных нагрузок. Это обусловлено тем, что энергия межкластерной связи определяется диполь-дипольным взаимодействием, которое обратно пропорционально кубу расстояния между взаимодействующими частицами.

Адгезионную связь упрочняющего покрытия с основой обеспечивают атомы или молекулы титана Ti_3 . При этом граница раздела может быть осуществлена в двух вариантах, которые показаны на рис. 4.

В первом и во втором вариантах бинарное взаимодействие кластеров $TiN-TiN$ обладает энергией связи 0,978 эВ, а бинарное взаимодействие кластеров SiO_2-SiO_2 – 0,879 эВ. На рис. 4, а бинарное взаимодействие кластера TiN с атомом титана составляет 3,292 эВ, а кластера SiO_2 с атомом титана – 5,823 эВ. Между атомами титана с учетом параллельного расположения дипольных электрических моментов энергия связи равна 1,56 эВ. При такой энергии связи необходимо обеспечить в прослойке адгезии только один атомный монослой.

На рис. 4, б энергия бинарного взаимодействия кластера TiN с молекулой Ti_3 равна 0,273 эВ, а кластера SiO_2 с молекулой Ti_3 – 0,129 эВ. Между молекулами Ti_3 бинарная связь составляет 0,178 эВ. При таких незначительных энергиях бинарного взаимодействия необходимо было тщательно подобрать времена на-

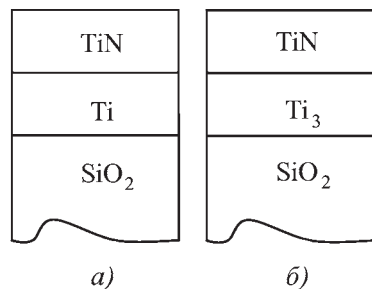


Рис. 4. Прослойка адгезии: а – атомарного титана; б – молекулярного титана

пыления и напуска азота, чтобы молекулярный титан полностью прореагировал с азотом и обеспечил монослой атомов титана на границе раздела основа–упрочняющее покрытие. Такие времена были найдены экспериментально и составили 3 с.

Технология многослойного вакуумно-плазменного упрочнения металлических и диэлектрических конструктивных деталей реализуется в следующей последовательности. В начале производится очистка от оксидных слоев потоком ионов аргона. Затем наносится слой ионов титана и после этого производится напуск азота. Азот с титаном вступает в химическую реакцию по схеме (1) и образуются молекулы нитрида титана. Из молекул нитрида титана формируются кластеры, которые создают кластерную решеточную структуру, т.е. керамику нитрида титана. После этого происходит заполнение столбобразных пустот молекулами нитрида титана.

Такая последовательность была проверена экспериментально путем измерения угла деформационного изгиба тонких пластин дюралюминия. В процессе образования кластерной структуры нитрида титана происходит увеличение угла изгиба, а по мере заполнения столбобразных пустот молекулами нитрида титана деформационного изгиба происходить не должно, что было подтверждено экспериментальным путем (рис. 5).

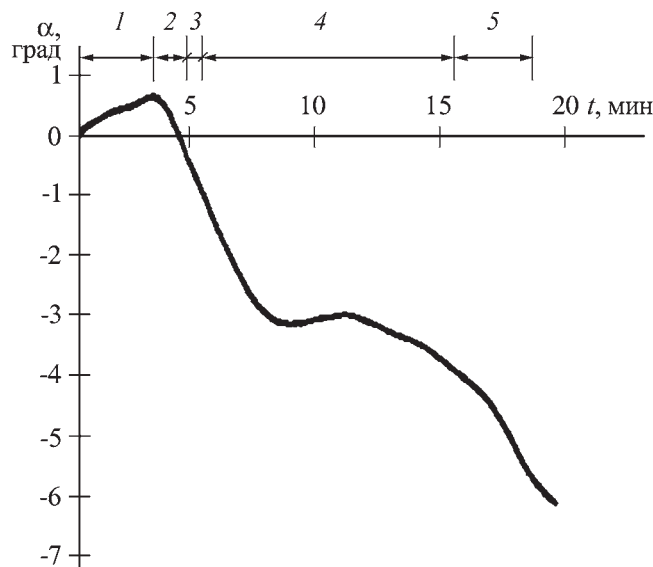


Рис. 5. Зависимость изменения угла изгиба образца по ходу выполнения технологического процесса:

1 – очистка; 2 – нанесение подслоя титана; 3 – формирование нитрида титана в процессе напуска азота в разрядную камеру; 4 – образование кластерной решеточной структуры и заполнение столбобразных пустот молекулами нитрида титана на твердом алюминии; 5 – остывание образца при конвективном теплообмене

В вакуумно-плазменном упрочнении покрытие наносится ионным потоком. Так как нитрид титана является керамическим материалом, то следует обеспечить эффективную нейтрализацию ионов на поверхности упрочняемой детали через толстый слой слабо проводящего материала. Поэтому надо знать, какой электропроводностью обладает керамика нитрида титана, армированная молекулами нитрида титана.

Удельное сопротивление и электропроводность определяются поляризационными свойствами данного материала [7]. Поляризация упрочненного слоя осуществляется поворотом дипольного электрического момента молекул и кластеров нитрида титана, т.е. имеет место ориентационная поляризация. Ориентационная поляризация диэлектриков для свободных электрических диполей в газовой фазе рассмотрена в [4–6].

В случае связанных электрических диполей ситуация иная. Энергия связи молекул нитрида титана в столбобразных пустотах керамики нитрида титана в горизонтальном направлении составляет 2,02 эВ, а в вертикальном – 1,67 эВ. Энергия связи значительно меньше энергии связи кластеров в кластерной решеточной структуре. На каждый кластер нитрида титана приходится одна молекула нитрида титана. Поэтому концентрация молекул нитрида титана равна концентрации кластеров в керамике нитрида титана. Тогда на основании рис. 1

$$n_p = 1/V_{\text{кл}} \sim 3,2 \cdot 10^{27}, \text{ м}^{-3},$$

где n_p – концентрация молекул нитрида титана;

$V_{\text{кл}}$ – объем кластера нитрида титана.

При заданной температуре доля свободных частиц определяется интегралом

$$\eta = \int_{E_{\text{св}}}^{\infty} f(E, T) dE = 1 - \int_0^{E_{\text{св}}} f(E, T) dE, \quad (2)$$

где $f(E, T)$ – функция Максвелла–Больцмана. В данном случае энергию связи необходимо брать наибольшего значения, т.е. $E_{\text{св}} = 2,02$ эВ. При вычислении интеграла (2) численным способом число разбиений подбиралось таким, чтобы получить минимальное его значение: $N = 8 \cdot 10^4$ и $\eta = 6,025 \cdot 10^{-5}$.

Для свободных частиц вектор электрической поляризации

$$J = n_p p_{\text{э}} = \kappa E_{\text{э}}, \quad (3)$$

где $p_{\text{э}}$ – дипольный электрический момент молекулы нитрида титана;

κ – абсолютная диэлектрическая восприимчивость;

$E_{\text{э}}$ – напряженность приложенного внешнего электрического поля.

С учетом (3) относительная диэлектрическая проницаемость равна [2]

$$\varepsilon_r = 1 + \frac{\kappa}{\varepsilon_0} = 1 + \eta \frac{n_p p_{\text{э}}}{\varepsilon_0 E_{\text{э}}}, \quad (4)$$

где $\varepsilon_0 = 8,854 \cdot 10^{-12}$ Ф/м – абсолютная диэлектрическая проницаемость вакуума.

Для напряженности приложенного внешнего электрического поля 1 В/м $\varepsilon_r = 5,73 \cdot 10^5$. Для образца диаметром $d = 1$ см электропроводность равна [7]

$$\sigma = \frac{\sqrt{\varepsilon_r}}{30\pi d} = 803 \text{ См}. \quad (5)$$

Экспериментально электропроводность нитрида титана была получена $2,5 \cdot 10^4$ См [7]. Если рассматривать напряженность электрического поля как вариационный параметр, то экспериментальное значение электропроводности получается при $E_{\text{э}} = 1,03 \cdot 10^{-3}$ В/м. Такая малая напряженность приложенного внешнего поля внутри керамики нитрида титана, армированной молекулами нитрида титана, обусловлена достаточно высокой ее проводимостью.

Экспериментально измеренная скорость роста толщины покрытия составляет $v_{\text{пок}} = 0,9 \cdot 10^{-9}$ м/с. Чтобы обеспечить толщину монокластерного слоя титана, необходимо время $t = 8,76 \cdot 10^{-10} / 9 \cdot 10^{-9} \sim 1$ с.

После напуска азота формируется упрочняющий слой из молекул TiN. Один монослой кластеров из TiN составляет $\sim 13,7$ Å. Время, необходимое для его образования, $\sim 1,5$ с. До существенного разогрева поверхности напыляемого материала многослойное покрытие содержит примерно 20 слоев кластеров нитрида титана. Тогда толщина покрытия составляет $\delta \sim 30$ нм.

Если сделать металлическую опалубку вокруг напыляемого образца, как показано на рис. 6, то смогут ли 20 монокластерных слоев TiN обеспечить нейтрализацию вследствие собственной проводимости кристалла нитрида титана?

Контроль напыления осуществляли по величине электрического тока. Электрический ток на один образец равен

$$I = en_{\text{Ti}^+} v_{\text{Ti}^+} S, \quad (6)$$

где e – заряд электрона;

n_{Ti^+} – концентрация ионов титана в потоке;

v_{Ti^+} – скорость ионов титана в потоке;

S – поверхность напыляемого образца.

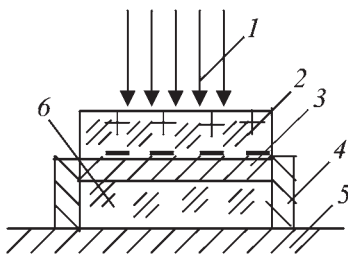


Рис. 6. Схема многослойного покрытия:

1 – поток положительных ионов титана; 2 – упрочняющее покрытие TiN; 3 – прослойка из атомов титана; 4 – обрамляющая металлическая оснастка; 5 – металлическая основа; 6 – диэлектрическая деталь

Электрический ток, который проходит по слою нитрида титана в соответствии с законом Ома, определится как отношение

$$I = U/R. \quad (7)$$

Нанесенный слой нитрида титана можно рассматривать как плоский конденсатор. Тогда

$$U = E_3 \delta = \sigma \delta / \epsilon_0 \epsilon_r,$$

$$\sigma = I \Delta t / S = I \delta / v_{\text{пок}} S.$$

Сопротивление по определению равно

$$R = \rho \delta / S,$$

$$\rho = 60 \pi \sqrt{S/\pi} / \sqrt{\epsilon_r} \quad [7].$$

Приравнявая (6) и (7), получаем:

$$v_{\text{пок}} = \frac{\delta^2}{60 \epsilon_0 \sqrt{\pi \epsilon_r} S^3}. \quad (8)$$

Для многослойного покрытия из нитрида титана электропроводность обеспечивает нейтрализацию поверхности со скоростью напыления $1,6 \cdot 10^{-5}$ м/с, что на четыре порядка больше экспериментально подобранного значения такой скорости. Получается, что электропроводность нитрида титана вполне обеспечивает нейтрализацию ионного потока титана на поверхности диэлектрического материала с нейтрализацией на боковые стенки. При этом необходимо создать прослойку из атомов титана и осуществить опалубку напыляемого материала из проводящего материала.

Покрытие из нитрида титана может быть успешно применено для поверхностного упрочнения конст-

рукционных деталей из различных металлов и особенно для алюминия. Для диэлектрических материалов такое покрытие не должно быть многослойным и может быть использовано в качестве декоративного.

Следовательно, многослойное упрочняющее покрытие нитридом титана представляет собой керамическое покрытие, сформированное решеточной структурой молекулярными кластерами нитрида титана, армированной молекулами TiN.

Такое армирование приводит к значительному увеличению электропроводности керамики нитрида титана, что позволяет использовать ионно-плазменное напыление при создании многослойного упрочняющего покрытия. Рассмотренная модель строения многослойного упрочняющего покрытия нитридом титана и разработанное соответствующее программное обеспечение позволяют проводить компьютерное моделирование [9] физико-механических свойств многослойного упрочняющего покрытия нитридом титана на различных конструкционных материалах, работающих в экстремальных условиях высоких и низких температур и давлений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иващенко С.А., Фролов И.С., Мрочек Ж.А. и др. Газотермические и вакуумно-плазменные покрытия со специальными физико-механическими свойствами. Минск: УП "Технопринт", 2001. 236 с.
2. Гречихин Л.И. Наночастицы и нанотехнологии. Минск: Изд-во Право и экономика, 2008. 406 с.
3. Гречихин Л.И., Иващенко С.А., Макаревич Е.В. Упругие напряжения в тонкопленочных покрытиях при ионно-плазменном упрочнении алюминиевых сплавов металлическими и интерметаллическими соединениями на основе титана // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 4. С. 57–62.
4. Сивухин Д.В. Общий курс физики. Электричество. Т. 3. М.: Физматлит, 1996.
5. Гречихин Л.И. Физика. Электричество и магнетизм. Минск: Право и экономика, 2007. 283 с.
6. Тамм И.Е. Основы теории электричества. М.: Физматгиз, 2003. 516 с.
7. Гречихин Л.И. Физика. Электричество и магнетизм. Современная электродинамика. Минск: Изд-во Право и экономика, 2008. 302 с.
8. Андриевский Р.А. Роль размерных эффектов и поверхностей раздела в наноматериалах // Материалы 1-й Международ. науч. конф. "Наноструктурные материалы – 2008. Беларусь–Россия–Украина", Минск 22–25 апреля 2008 г.
9. Гречихин Л.И., Иващенко С.А., Шумский И.П. Компьютерное моделирование физических свойств металлов и упрочняющих покрытий // Науч. тр. V Междунар. семинара "Современные проблемы прочности" им. В.А. Лихачева. Великий Новгород: НГУ, 2001. Т. 2. С. 303–316.

УДК 535.338.43:533.50

В.Л. Дзюба, Л.А. Васецкая (Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля),
Н.А. Кляхина, А.В. Зема (Институт химических технологий Восточноукраинского
национального университета им. В. Даля, г. Рубежное)
E-mail: tm@snu.edu.ua

Особенности формирования и физические свойства защитных металлических пленок нитрида титана

Получены многофазные пленки методом ионной имплантации на подложке NaCl с повышенной адгезией и структурным совершенством. Установлено, что структура, кинетика нарастания пленок и их свойства зависят от дозы внедряемых в подложку ионов.

Ключевые слова: структура, свойства, нитрид, кинетика роста, ионная имплантация.

Multiphase films on NaCl base with increased adhesion and structural perfection have been produced by the ionic implantation method. Structure, film growth kinetics and their properties be dependent on the dose of ions brought into the base are stated.

Keywords: structure, properties, nitride, growth kinetics, ionic implantation.

Введение

Общеизвестен ряд ценных свойств нитридов многих элементов перспективных в машино- и приборостроении. Это относится к пленкам, содержащим нитрид титана, которые обладают ценными физико-механическими свойствами. Структура и свойства тонкопленочных покрытий из нитрида титана зависят от способа их получения. В последнее время все чаще пленки получают методом ионной имплантации, который обладает рядом преимуществ в сравнении с другими методами.

В данной работе приведен ряд исследований структуры и свойств пленок нитрида титана, имплантированных на подложку (100)NaCl.

Методика эксперимента

Пленки получали методом ионной имплантации, сущность которого состоит во внедрении в кристаллическую решетку подложки ионизированных атомов мишени и бомбардирующих ее ионов реактивного газа [1].

В качестве мишени была выбрана пластина титана, подложкой служили кристаллы (100)NaCl, реактивным газом – азот при давлении $5,32 \cdot 10^{-2}$ Па. Режим обработки: напряжение и ток газового разряда 380 В и 1 А, на мишени – 2 кВ и 60 мА, на подложке – 20 кВ и 50 мА. Доза облучения мишени ионами Ti^{+} и N^{+} составляла 10^{16} ион/см². Ионную имплантацию осуществляли при температуре 70 °С в течение 10...70 мин.

Структурные исследования проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4 в отфильтрованном CoK_{α} -излучении при напряжении 30 кВ и анодном

токе 30 мА и на электронном микроскопе УЭМВ–110АК при напряжении 75 кВ. Толщину пленок измеряли с помощью микроинтерферометра МИИ-4, адгезию пленок – на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор $E = 49...147$ Н.

Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 приведены наиболее характерные участки дифрактограмм исходной грани (100)NaCl (кривая 1) и нитридного покрытия, полученного на этой подложке после 70 мин обработки (кривая 2). Установлено, что дифракционные линии (200) и (400)NaCl при формировании покрытия существенно увеличили свою интенсивность, что связано с наложением линий нитридов NaN_3 , TiN, Ti_2N и оксидов TiO_2 , Na_2O (на рисунке приведены штрихи линий этих фаз). На-

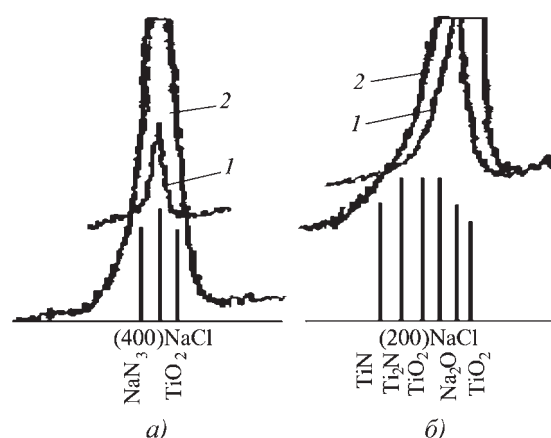


Рис. 1. Участки дифрактограмм исходной грани (100)NaCl (а) и нитридного покрытия (б)

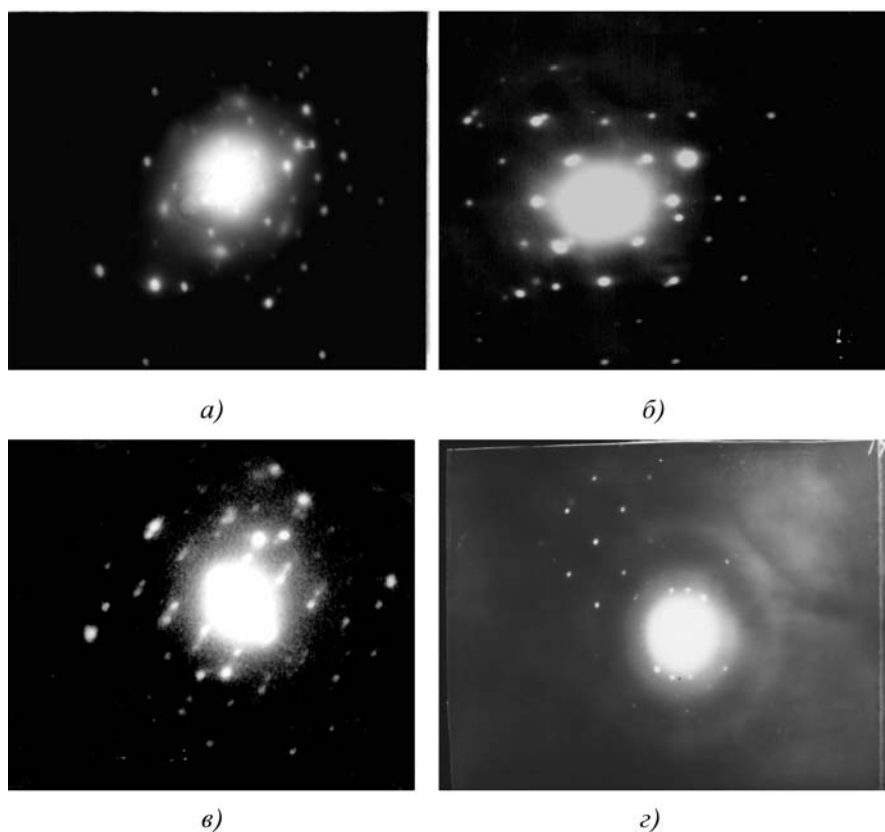


Рис. 2. Микроэлектроннограмма пленки, осажденной на подложке (100)NaCl при разном времени имплантации:

a – $\langle 011 \rangle$ TiN; *б* – $\langle 01 \bar{1} \rangle$ TiN+ $\langle 001 \rangle$ TiO₂; *в* – TiO₂; *з* – $\langle 01 \bar{1} \rangle$ TiN

ложение нитридов и оксидов вызвало также размытие вышеуказанных линий NaCl.

Отсутствие смещений дифракционных линий NaCl свидетельствует о том, что процесс образования пленки сопровождается как внедрением ионов N и Ti в подложку (доза внедренных ионов повышается с увеличением времени имплантации от $0,2904 \cdot 10^{16}$ до $1,426 \cdot 10^{16}$ ион/см²), так и вылетом из подложки атомов Na. В результате твердофазных реакций в поверхностном слое подложки формируются нитриды и оксиды.

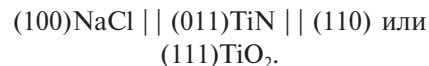
Микроэлектроннограмма (рис. 2, *a*) указывает на то, что кристаллики нитрида TiN ложатся на NaCl преимущественно гранью (011), т.е. нитрид оказывается текстурированным. Оценка гетероэпитаксиальной температуры для пары NaCl–TiN, рассчитанной по формуле, приведенной в [2, 3], дает значение, равное 150 °С, что заметно выше температуры напыления в данных экспериментах. Поэтому нитрид титана TiN формируется на подложке лишь с определенной текстурой.

На рис. 2, *б* видны точечные рефлексы нитрида TiN и оксида TiO₂ титана (на поверхности NaCl), а на

рис. 2, *в* – суммарная дифракционная картина, возникающая после 20 мин напыления и являющаяся результатом двойникования в оксиде TiO₂, вызвавшего наложение сечений его двух обратных решеток. Наличие габитуса этих кристалликов связано с повышенным значением энтропии плавления, обусловившим анизотропию скорости роста кристалликов оксида титана TiO₂.

Таким образом, из анализа электронных и рентгеновских данных следует, что при изменении дозы внедряемых ионов азота и титана (за счет разного времени обработки) можно в поверхностном слое подложки NaCl создавать пленки с разным фазовым и структурным составом [4, 5].

В случае малых доз внедренных ионов ($0,290 \cdot 10^{16}$ ион/см²) формируемые пленки состоят обычно из сильно текстурированного нитрида TiN с развитой двойниковой структурой, а также из тонкого слоя текстурированного оксида TiO₂. Между ними устанавливается следующая ориентационная связь:



Кристаллики оксида титана имеют кристаллографическую огранку и образуются, как правило, на границах кристаллитов нитрида титана (рис. 3). Механизм роста фаз – преимущественно послойный.

При больших дозах внедряемых в подложку ионов ($1,426 \cdot 10^{16}$ ион/см²) помимо вышеуказанных фаз в объеме получаемой пленки образуются островки (или слои) нитридов Ti₂N, NaN₃ и оксида TiO₂. Причем, нитриды формируются в поликристаллическом состоянии со слабой текстурой, а оксиды находятся в аморфно-кристаллическом состоянии (см. рис. 3).



Рис. 3. Электронно-микроскопический снимок угольной реплики на подложке NaCl ($\times 20\ 000$)

Отсутствие смещений дифракционных линий NaCl свидетельствует о том, что процесс образования пленок сопровождается как внедрением ионов N и Ti в подложку, так и вылетом из нее атомов Na.

В результате твердофазных реакций формируются нитридные фазы. Кроме того, благодаря наличию в рабочем газе (N₂) кислорода, в пленке образуются оксиды титана и натрия. Поэтому напыляемая пленка является многофазной.

Кинетика роста пленки описывается параболическим законом со средним значением константы роста $0,25 \cdot 10^8$ м²/с. Максимальная толщина пленки за время 70 мин составила 3600 нм.

Адгезия пленки с подложкой превосходит слабую адгезию в случае обычного реактивного распыления больше чем в 3 раза и составляет в первом приближении 200 мДж/м².

Вывод

Подбирая дозу имплантируемых в подложку NaCl ионов, можно в значительной мере изменять фазо-

вый состав и структуру получаемых пленок и тем самым прогнозировать их свойства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Васильев И.П., Злобин В.Н., Бондаренко В.И. Ионная имплантация катализаторов // Тонкие пленки в электронике: доклады 8-го Междунар. симпозиума. Харьков, 22–24 апреля 1997 г. 1997. Т. 3. С. 70–72.
2. Игнатенко П.И. Термодинамико-кинетическая теория эпитаксии // Физика и техника высоких давлений. 1999. Т. 9. № 4. С. 111–118.
3. Игнатенко П.И. Макроскопический подход к гетероэпитаксиальному росту слоя вещества // Известия РАН. Неорганические материалы. 2000. Т. 36. № 4. С. 419–423.
4. Ignatenko P.I., Goncharov A.A., Terpiy D.N., Klyahina N.A. Epitaxial growth of films of chemical compounds // Found International Conference "Single crystal growth and heat & mass transfer". ICSC, Obninsk–2001. V. 4. P. 459–462.
5. Ignatenko P.I., Terpiy D.N., Goncharov A.A. et al. Disperse of increasing films chemical compounds // Фізика і хімія твердого тіла. 2001. Т. 2. № 2. С. 217–222.

УДК 631.794:621.791

А.М. Михальченков (Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ), Брянский филиал),
 Н.М. Ожегов (Санкт-Петербургский государственный аграрный университет),
 С.И. Будко, Д.А. Капошко (Брянская государственная сельскохозяйственная академия)
 E-mail: cit@bgsha.ru

Сравнительный анализ упрочнения лемехов применением различных технологических приемов наплавки

Исследован ряд технологий упрочнения плужных лемехов, направленных на повышение стойкости этих деталей к абразивному изнашиванию. Показано, что максимальную наработку до отказа имеют изделия, прошедшие упрочняющую обработку (наплавку) износостойкими материалами. Однако данные методы в сравнении с методами упрочнения малоуглеродистыми электродными материалами создают условия, снижающие ремонтпригодность лемехов.

Ключевые слова: абразивное изнашивание, упрочнение, лемех плуга, наплавка, наплавочные износостойкие материалы, наплавочное армирование, геометрия износа, предельное состояние, наработка, износостойкость, графитовая форма, агротехнические характеристики.

A number of technologies of the strengthening of the ploughshares has been investigated, which aimed (directed) on increasing of stability (resistance) of these details against abrasive wearing. It has been proved that maximum treatment have up to end details having strengthening surfacing through wear-resistance materials. However, the given methods in comparison with the methods of strengthening with low carbonized electrode materials create repair suitable possibility for ploughshares.

Keyword: abrasive wear, strengthening, ploughshare, surfacing (welding), surfacing wear-resistance materials, weld deposition reinforcement, wear geometry, limit condition, treatment (processing), endurance (wear-resistance), graphite form, agro-technical characteristics.

Лемех плуга до настоящего времени остается самой востребованной и распространенной деталью из всей совокупности почвообрабатывающих конструк-

ций. Эксплуатация данного изделия связана с его работой в абразивной среде без наличия контактирующего тела. Особенно тяжелым условием считает-

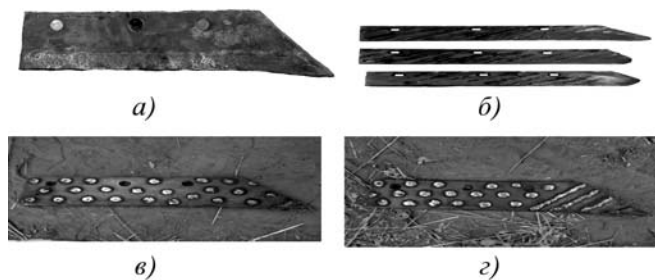


Рис. 1. Варианты упрочнения:

a – лемех в состоянии поставки; *б* – лемех после наплавочного армирования и обработки 7 га; *в* – точечная наплавка электродом Т-590 по слою порошка сормайт-1 с обваркой носка; *г* – точечная наплавка электродом Т-590 по слою порошка сормайт-1 с обваркой носка и наплавочным армированием

ся использование этих деталей при вспашке почв с наличием большого количества песка и каменных (гравиевидных) включений. В этом случае предельное состояние лемеха наступает чрезвычайно быстро (3...4 га) [1]. Эксплуатация лемехов на супесчаных и легкосуглинистых почвах повышает этот показатель до 10...15 га (для почв Нечерноземья). Однако такую наработку нельзя считать удовлетворительной. Поэтому следует продолжить разработку новых способов упрочнения лемехов, направленную на увеличение их ресурса.

Определенными возможностями в этом плане обладают методы, основанные на использовании технологий с применением электродов, обеспечивающих высокую твердость наплавленного металла. И хотя упрочнение почвообрабатывающих деталей такими сплавами известно давно [2], решение данного вопроса нельзя считать завершенным. В связи с этим провели серию исследований.

Испытанию были подвергнуты лемеха в состоянии поставки (рис. 1, *a*) и упрочненные по трем технологическим приемам (вариантам).

Первый – лемех наплавлен электродом Э46-МГ-ЭПС-4,0-УО с обваркой носка до 80 мм; валики наносились параллельно друг другу на расстоянии, определяемом зоной термического влияния (рис. 1, *б*, лемех после обработки 7 га).

Второй – лемех наплавлен электродом Т-590 по слою порошка сормайт-1 с обваркой носка до 80 мм; рабочую поверхность лемеха упрочняли путем наплавки точек установленного диаметра с определенным расстоянием между ними (рис. 1, *в*) (для получения заданного диаметра точек и предотвращения потерь порошка при наплавке использовали специально изготовленную оснастку).

Третий – лемех наплавлен электродом Т-590 по слою порошка сормайт-1 с обваркой носка до 80 мм.

Носовую часть лемеха упрочняли путем наплавки валиков параллельно друг другу на расстоянии 30 мм между ними, а остальная поверхность точками диаметром 26 мм на расстоянии 30 мм (рис. 1, *г*). Применяли наплавочную оснастку, обеспечивающую необходимые размеры покрытий, улучшающую качество их формирования в виде специальных форм.

Режимы наплавки покрытий с использованием порошка сормайт-1 и твердосплавного электрода Т-590: сварочный ток $I_{св} = 140...160$ А; напряжение дуги $U_d = 15$ В; длительность наплавки одной точечной поверхности диаметром 10 мм $t = 7$ с (масса расплавленного электрода 2,98 г, масса расплавленного порошкового сплава сормайт-1 3,29 г); расстояние между контурами точек – 10 мм.

При наплавке покрытий с использованием электрода марки Э46-МГ-ЭПС-4,0-УО диаметром 4 мм электродный материал наносили в виде валиков на рабочую поверхность при ширине наплавляемого валика 3...4 мм на расстоянии между ними 30 мм. Наплавку выполняли при силе сварочного тока 140...160 А, постоянным током прямой полярности.

Наплавку деталей по второму и третьему вариантам производили с предварительной засыпкой порошка в графитовую форму (рис. 2) и последующим уплотнением слоя для уменьшения распыления частиц порошкового материала давлением дуги. Для эксперимента были изготовлены три пластины различной толщины (5, 15, 25 мм), в пластине были просверлены отверстия разного диаметра (6, 12, 16, 26 мм). Использование различных комбинаций толщин и отверстий в графитовой форме дало возможность получить разный объем порошка.

Применение формы позволяет устранить при точечной наплавке образование усадочной раковины. При этом формирование более плавной конфигурации поверхности наплавляемого слоя, предположительно, снижает уровень образования концентраторов напряжений в случае наплавки покрытий износостойкими сплавами с высоким содержанием углерода и обеспечивает наваривание точек, имеющих одинаковую форму и размеры.



Рис. 2. Графитовая форма для наплавки точечных покрытий различного диаметра по слою металлического порошка

Использование дополнительного присадочного материала (сормайт-1) в виде гранулированного порошка осколочного типа, представляющего собой легированный хромоникелевый чугун, обусловлено снижением перемешивания электродного материала с основным металлом наплаваемой поверхности детали, уменьшением зоны термического влияния и перегрева основного металла.

Экспериментальные лемеха устанавливали на плуги ПЛН-3-35, агрегируемые с тракторами серии МТЗ. Испытания проводили в осенний и весенний периоды в течение четырех сезонов при вспашке под зерновые культуры, а также многолетние травы после зерновых и клубневых культур на песчаных и супесчаных почвах. Испытанию были подвергнуты около 160 лемехов.

За предельное состояние принимали износ носовой части не более 55 мм, который должен обеспечивать глубину вспашки не менее 18...20 см, сохраняя при этом необходимую устойчивость плуга и образование трапецевидной формы детали. В связи с этим основным линейным параметром, оцениваемым в процессе полевых испытаний, принят размер ΔL , т.е. потеря размера от нижней части носка лемеха (рис. 3)

$$\Delta L = L_n - L_k,$$

где L_n – длина от первого крепежного отверстия до носка лемеха в состоянии поставки;

L_k – длина, определяемая предельным состоянием.

Определение трапецевидной формы осуществляли визуально. Скорости агрегата 6...7 км/ч. Испытания всех лемехов проводили в идентичных условиях на почвах юго-запада Нечерноземья РФ и на площадях одного хозяйства.

Производили также и контроль по массе (за критерий износа принимали потерю массы Δm , равную разности между массой до испытаний и массой после достижения деталью предельного состояния). Лемеха взвешивали и обмеряли: в состоянии поставки; после наплавки; во время эксплуатации и после достижения ими предельного состояния.

Одновременно осуществляли фотографирование картины изнашивания поверхности деталей с учетом определения характера воздействия почвы на несущую поверхность лемеха.

В результате проведения эксплуатационных полевых испытаний установлены следующие факторы.

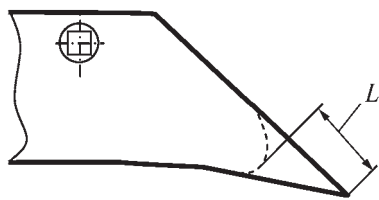


Рис. 3. Схема размерного контроля плужного лемеха

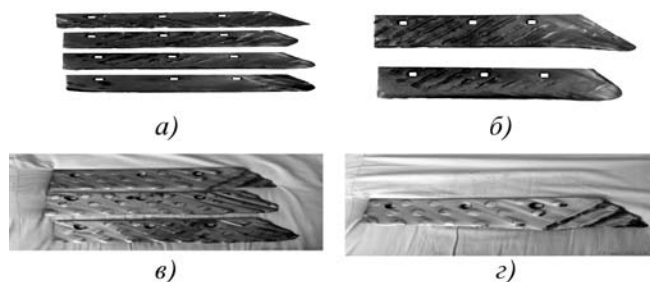


Рис. 4. Выбракované лемеха (буквенные обозначения соответствуют вариантам)

Наплавка износостойким сплавом носка лемеха и несущей поверхности лезвия электродом Т-590 приводит к сравнительно замедленному режиму изнашивания.

После испытаний выявлены существенные различия в специфике изнашивания и геометрии износа для лемехов, упрочненных по различным вариантам (рис. 4), а также разница в числовых значениях по наработке до отказа – износу по массе и по длине носка (таблица).

Из таблицы следует, что наибольшую наработку до предельного состояния имеют лемеха, подвергнутые точечному упрочнению с армированием области вероятного лучевидного износа электродами Т-590 (вариант 3), которая составляет около 32 га. Это обусловлено высокой твердостью поверхности наплавленного металла 58...62 HRC и, как следствие, увеличенной стойкостью к абразивному изнашиванию [3]. В то же время ΔL составляет около 54 мм, хотя в определенной степени сохраняется долотообразная форма детали (рис. 4, г). Отсюда следует, что износ имеет место как вдоль полевого обреза, так и вдоль лезвия, при этом геометрия упрочняющей наплавки во многом сохраняется.

Наличие изношенного полевого обреза не позволяет осуществлять дальнейшее восстановление лемеха без применения мер, связанных с использованием дополнительных элементов. Нужно отметить наибольшую геометрическую нестабильность у лемехов, упрочненных по этой технологии (рис. 4, в, г). Поэтому можно, с достаточным основанием, сделать предположение о повышенном тяговом сопротивлении.

Еще одним из факторов, подтверждающих это мнение, является устранение тыльной заточки полевого обреза. Более того, такой вид износа не является характерным на аналогичных почвах [4]. В этом случае следует продолжить работу по изучению влияния износостойких покрытий на агротехнические и эксплуатационные характеристики плужных лемехов.

Сравнительно высокое значение потери массы для этих деталей прежде всего объясняется значительной

Результаты полевых испытаний

№ варианта	Наработка до отказа T , га	Износ по массе Δm , г	Износ носка по длине ΔL , мм
Заводской	10	980	52,5
1	20	1310	51,3
2	28	984	51,4
3	32	1085	54

наработкой (см. таблицу). Таким образом, дополнительное упрочнение носка приводит к росту износостойкости этой области, в то же время происходит интенсификация изнашивания других частей детали.

Картина износа лемеха в состоянии поставки (заводское исполнение) является типичной для таких типов почв и не отличается от известных и изученных ранее [4]. Износы в этом случае сводятся к утрате геометрии носка, образованию лучевидного износа и износу пятки. Между тем лемех остается ремонтпригодным, т.е. имеется возможность произвести оттяжку носка, тем самым вернув изделию работоспособность.

Упрочнение лемехов наплавочным армированием (первый технологический прием) в целом подтвердило исследования, предпринятые ранее группой ученых и аспирантов Брянской ГСХА. Следует отметить, что в сравнении с другими испытываемыми деталями лемехам с таким упрочнением максимально удалось сохранить геометрию, установленную агротехническими условиями. И что весьма важно, толщина лемеха фактически не была утрачена; потеря металла произошла за счет исти-

рания упрочняющих валиков, что обеспечивает более высокую их ремонтпригодность. Применение такой технологии дает возможность неоднократного восстановления лемехов.

Лемеха, упрочненные по второму технологическому приему, так же как и в случае упрочнения по третьему технологическому приему, имеют износ полевого обреза, но отличаются полным отсутствием долота (см. рис. 4, в). Более того, геометрия износа такова, что деталь даже не имеет трапецевидальной формы, а это в дальнейшем затрудняет ее восстановление.

Таким образом, методы упрочнения для повышения износостойкости с применением различных электродных материалов и технологических приемов могут выбираться по ряду критериев: максимальной наработки до отказа, возможности дальнейшего восстановления, увеличения интенсивности рыхления, экономической целесообразности и учитывать специфику работы предприятия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Берштейн Д.Б. Абразивное изнашивание лемешного лезвия и работоспособность плуга // Тракторы и с.-х. машины. 2002. № 6. С. 39–42.
2. Михальченко А.М., Козарез И.В., Будко С.И. Технологические приемы повышения ресурса лемехов // Сельский механизатор. 2008. № 2. С. 39–41.
3. Виноградов В.Н., Сорокин Г.М. Механическое изнашивание сталей и сплавов. М.: Недра, 1996. 361 с.
4. Михальченко А.М., Попов А.П. Изменение геометрических параметров лемехов после их эксплуатации на супесчаных почвах // Достижение науки и техники в АПК. 2003. № 8. С. 26–28.

АНОНС

Óâàæààì ù á ÷èò àò áëè!

Æóóí àè "Ó ðí ÷í ÿþ ù èà òàóí î êî àèè è ï î êðú òèÿ" ¹ 10 2010 ã áóáàò ï î ñâÿ - ù áí 60-èâðèþ Êóçààññèî ã ã ñóààððòàáí í ã òàóí è÷ãñèî ã óí èââðñèòàòà.

УДК 539.213:612.17.533

А.С. Новиков, А.Г. Пайкин, В.А. Шулов, О.А. Быценко, Д.А. Теряев,
В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко (Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет))
E-mail: shulovva@mail.ru

Результаты длительных испытаний на технологическом двигателе РД33 лопаток компрессора ГТД из стали ЭП866Ш, облученных сильноточным импульсным электронным пучком

Показано, что сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для модифицирования поверхности лопаток компрессора. Длительными натурными испытаниями на технологическом изделии по разработанной и утвержденной программе были проверены лопатки компрессора ГТД из стали ЭП866Ш, подвергнутые облучению на ускорителе "Геза-1". По результатам испытаний принято решение о целесообразности внедрения технологии электронно-лучевой обработки лопаток из стали ЭП866Ш в серийное производство после завершения повторных усталостных испытаний.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, лопатки компрессора, сильноточные электронные пучки, длительные натурные испытания.

It is shown that intense pulsed electron beam of microsecond duration is a high effective instrument for repair of compressor blades. The ЭП866Ш steel compressor blades irradiated at GESA-1 accelerator were tested by long life tests in content of gas turbine engine with developed and pointed program. The conclusion on introduction of electron-beam technology for treatment of ЭП866Ш steel blades into serial production will be made after finishing the secondary fatigue tests.

Keywords: gas turbine engine, compressor blades, intense electron beams, long life tests.

Введение

С целью проверки эффективности технологического процесса модификации поверхности лопаток компрессора 7-й ступени КВД из стали ЭП866Ш сильноточным импульсным электронным пучком (СИЭП) было проведено облучение комплекта лопаток на ускорителе "Геза-1" в НИИЭФА им. Д.В. Ефремова (г. Санкт-Петербург) при плотности энергии 20...22 Дж/см² [1–7] четырьмя импульсами для постановки их на изделие 88-005 (технологическое испытание). При исследовании сопротивления усталости лопаток из данного комплекта было выявлено снижение предела выносливости на 40 МПа (с 480 до 440 МПа) при комнатной температуре. При проверке сопротивления усталости серийных и обработанных СИЭП лопаток при рабочей температуре 600 °С было отмечено небольшое увеличение предела выносливости с 380 до 450 МПа.

Ресурс двигателя, на котором проходили испытания облученные СИЭП лопатки, был следующим: гарантийный – 350 ч с последующим увеличением наработки по техническому состоянию до 1000 ч по 50 ч; до первого капитального ремонта – 1000 ч.

Допустимое суммарное время работы двигателя на максимальном и форсажных режимах за ресурс 1000 ч:

- на учебных режимах (УР) – 210 ч;
- на учебно-боевых режимах (УБР) – 10 ч;
- на боевом режиме (БР, режим повышенных температур, РПТ) – 45 мин.

Испытания были проведены этапами: без подогрева воздуха (100 этапов в УР – 148 ч и в УБР – 7 ч) и с подогревом воздуха (10 и 90 циклов в УР – 62 ч и в УБР в РПР – 45 мин и в режиме без повышения температуры – 3 ч).

Методы исследования

В качестве объектов исследования использовали лопатки компрессора двигателя РД33 из стали ЭП866Ш (15X16K5H2MVФAB-Ш по ТУ 14-1-2756–79) ферритного класса с карбидным упрочнением, химический состав и режимы термообработки которой приведены ниже: Fe; 1,7Ni; 0,13C; 15Cr; 1,35Mo; 4,5Co; 0,6Mn; 0,18V; 0,2Nb; 0,6Si; 0,03N; 0,02S; 0,03P; 0,65W; закалка в струе аргона от 1100 °С; отпуск при 700 °С в течение 2 ч 30 мин; отпуск при 650 °С в течение 2 ч 30 мин.

В работе методами электронной Оже-спектроскопии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и оптической металлографии исследовали серийные и облученные лопатки до испытаний на двигателе и лопатки, прошедшие наработку в течение 350 ч.

Экспериментальные данные и их обсуждение

Некоторые наиболее важные результаты структурных исследований поверхностных слоев серийных лопаток из стали ЭП866Ш и лопаток, подвергнутых электронно-лучевой обработке [2, 3], представлены на рис. 1–3 и в табл. 1–4. Из этих данных следует, что:

- в исходных лопатках поверхностные слои толщиной 20...40 мкм содержат α -фазу (феррит) и сложные карбиды $(Cr,Me)_{23}C_6$; большое количество микро-, мезо- и даже макропор, а также характеризуются более низкими, чем объемные слои, значениями микротвердости. Сформированные остаточные сжимающие напряжения σ достигают (-520 ± 50) МПа, а плотность дислокаций распределена неоднородно

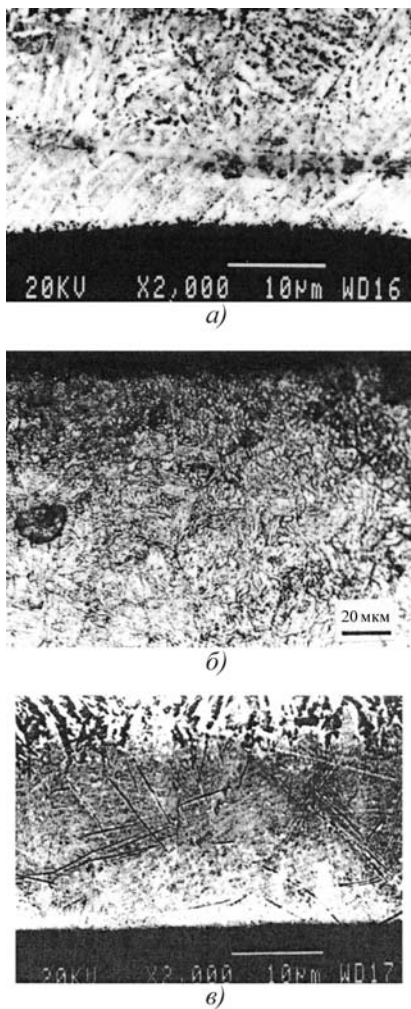


Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя лопаток:
a – исходное состояние; *b* – после облучения при $W = 20...22$ Дж/см², $n = 1$ имп.; *v* – после облучения при $W = 26...28$ Дж/см², $n = 3$ имп.

как по поверхности, так и по глубине и изменяется в достаточно широких пределах от 10^9 до 10^{11} см⁻²;

- в облученных мишенях за счет протекания процесса высокоскоростной перекристаллизации фор-

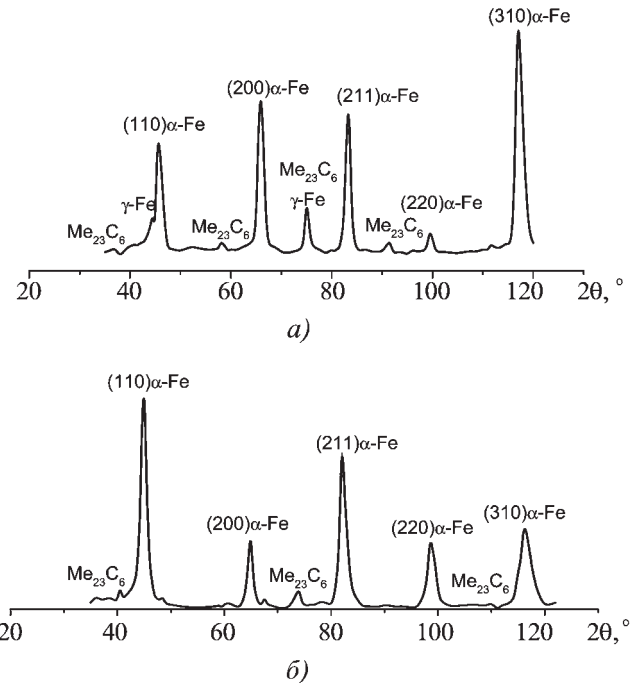


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм:
a – исходное состояние; *b* – после облучения при $W = 20...22$ Дж/см², $n = 5$ имп. (CuK_{α} -излучение с монохроматором)

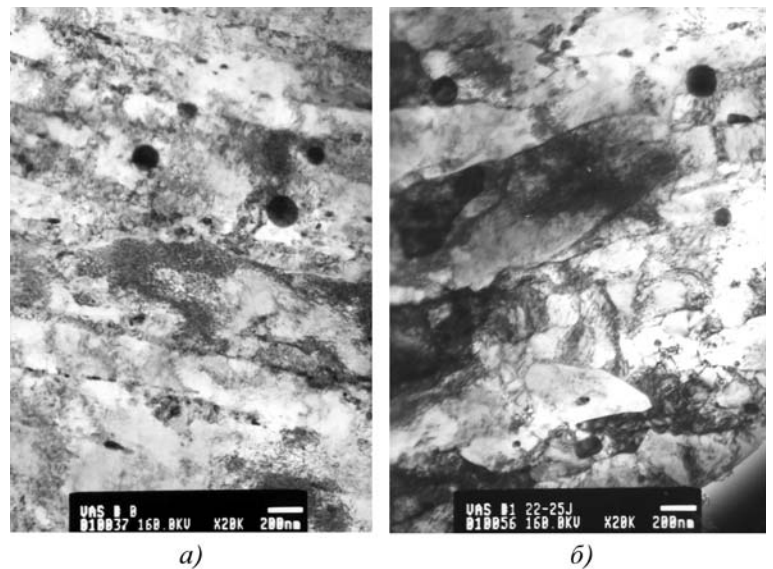


Рис. 3. Микроструктура в поверхностном слое образцов на глубине 15 мкм:
a – исходное состояние; *b* – после облучения СИЭП при $E = 115...120$ кэВ, $\tau = 30$ мкс, $n = 4$ имп., $W = 20...22$ Дж/см²

мируется плохо травящийся поверхностный слой толщиной 20...30 мкм;

- в этом поверхностном слое наблюдается уширение и смещение рентгеновских линий в сторону малых углов, а также перераспределение интенсивности различных линий, что свидетельствует об увеличении в поверхностном слое плотности дислокаций, формировании остаточных растягивающих напряжений и текстурообразовании;

- после облучения в приповерхностных областях отмечено значительное уменьшение концентрации карбидной фазы, а параметр решетки α -фазы существенно возрастает;

- обработка поверхности мишеней электронным пучком приводит к созданию в поверхностном слое толщиной более 30 мкм развитой дислокационной структуры с большим количеством дислокаций винтовой ориентации, дислокационных переплетений и мелких дислокационных петель, причем дислокационная структура в приповерхностных областях облученных мишеней, в отличие от необработанных пучком образцов, имеет ячеистый или предячеистый тип, что обычно наблюдается при воздействии импульсного лазерного излучения на стали ферритного класса;

- облучение обеспечивает выглаживание поверхности, снижая исходную шероховатость от $Ra = 0,25...0,28$ до $Ra = 0,10...0,12$ мкм;

- уровень остаточных растягивающих напряжений в облученных лопатках составляет $(+270\pm 40)$ МПа.

Полученные на этом этапе данные структурных исследований хорошо согласуются с результатами изучения химического состава мишеней из стали ЭП866Ш, облученных СИЭП [2, 3], дополняя их и обеспечивая возможность рассмотрения полной картины процессов, протекающих в поверхностном слое при воздействии СИЭП.

При облучении лопаток с плотностью энергии в импульсе $W = 20...22$ Дж/см² происходит нагрев поверхностного слоя до температуры, несколько превышающей температуру плавления материала, в результате чего при высокоскоростной кристаллизации реализуется "выглаживание" микрорельефа поверхности, а в поверхностном слое протекают процессы фазообразования и дефектообразования, характерные для закалки из жидкого состояния.

Поскольку в поверхностном слое облученных лопаток формируются остаточные растягивающие напряжения, что может привести к

Таблица 1

Влияние облучения на физико-химическое состояние материала поверхностного слоя лопаток (CuK_α-излучение с монохроматором)

Режимы облучения		Фазовый состав, текстура	Остаточные напряжения σ , МПа	Параметр решетки a , нм ($\pm 0,0003$)
W , Дж/см ²	n , имп.			
—	—	$\alpha + Cr_{23}C_6$, нет	-520±45	0,2911
20...22	1		+270±90	0,2925

Таблица 2

Влияние облучения на шероховатость поверхности лопаток

Режимы облучения		Ra_{max} , мкм ($\pm 0,01$)	Ra_{min} , мкм ($\pm 0,01$)
W , Дж/см ²	n , имп.		
—	—	0,25	0,17
20...22	3	0,13	0,10
	10	0,12	0,10

Таблица 3

Влияние облучения и финишной термообработки на физико-химическое состояние материала поверхностного слоя лопаток и образцов (CuK_α-излучение с монохроматором)

Режимы облучения		Фазовый состав, текстура	Остаточные напряжения σ , МПа	Параметр решетки a , нм ($\pm 0,0003$)
W , Дж/см ²	n , имп.			
—	—	$\alpha + Cr_{23}C_6$, нет	-220±15	0,2911
20...22	1		-70±10	0,2901
	3		-50±20	0,2892

Таблица 4

Результаты рентгеновского фазового анализа, измерений микротвердости H_n и шероховатости Ra поверхности серийных и облученных лопаток, прошедших испытания на двигателе РД33

Лопатки	Фазовый состав	Микротвердость H_n , HV	Ra , мкм ($\pm 0,03$)
Серийные	α -фаза, Cr_3O_3 , Fe_2CrO_4	640±50	0,61
СИЭП	α -фаза, карбиды, Cr_3O_3 -следы	420±20	0,32
Примечание. HV – микротвердость при нагрузке $F = 2$ Н.			

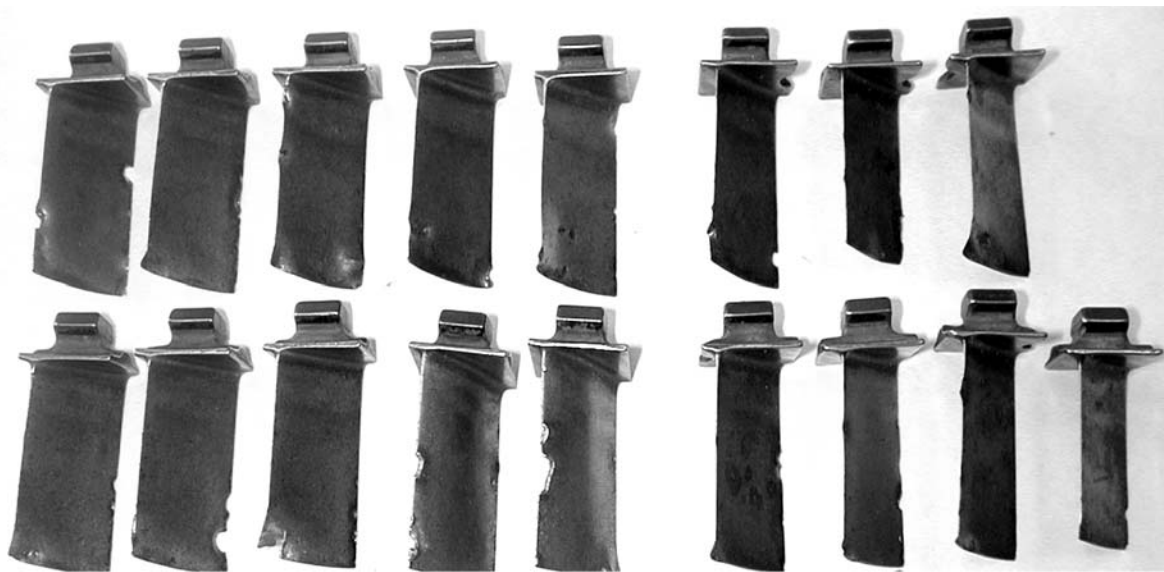


Рис. 4. Внешний вид серийных и облученных лопаток из стали ЭП866Ш после 350 ч эксплуатации на двигателе РД33

снижению эксплуатационных свойств мишеней, особенно сопротивления усталости и пылевой эрозии, необходимо провести финишную термообработку в вакууме при температурах, близких к температуре второго старения исходных заготовок. Такая термообработка, кроме снятия остаточных напряжений, должна стабилизировать структуру материала в поверхностном слое и привести к упрочнению за счет завершения процесса формирования и коагуляции карбидов.

С этой целью от лопаток, подвергнутых облучению, на электроэрозионном станке отрезали "образцы-свидетели", которые отжигали в вакуумной печи ULVAK при температуре $(670 \pm 30)^\circ\text{C}$ в течение 3...6 ч. После завершения отжига весь цикл исследований повторяли для получения информации о завершении релаксационных процессов. Некоторые результаты исследования физико-химического состояния материала поверхностных слоев образцов и лопаток, прошедших электронно-лучевую обработку и стабилизирующий отжиг, представлены в табл. 3.

Из этих данных видно, что в процессе отжига в облученных мишенях интенсивно протекают релаксационные процессы отжига дефектов, карбидообразования и снятия остаточных растягивающих напряжений. Кроме того, для таких лопаток характерно резкое снижение параметра решетки, что должно привести к упрочнению материала на нанометровом уровне.

Результаты исследования исходных и облученных лопаток, прошедших наработку, приведены на рис. 4–8 и в табл. 4. Внешний вид серийных и облученных лопаток 7-й ступени ротора КВД ГТД из ста-

ли ЭП866Ш, прошедших наработку на двигателе в течение 350 ч, представлен на рис. 4. После завершения испытаний визуальным осмотром было установлено, что как обработанные СИЭП, так и серийные лопатки находятся в неудовлетворительном состоянии. Полученные при эксплуатации повреждения, обусловленные попаданием в компрессор постороннего предмета, настолько значительны, что невозможно провести сравнительные усталостные испытания серийных и облученных лопаток. Исследования состояния поверхностных слоев лопаток были проведены методами оптической металлографии, электронной Оже-спектроскопии, рентгеноструктурного анализа, а также измерений микротвердости и шероховатости.

Из полученных данных (рис. 5–8) следует, что обработанные СИЭП лопатки из стали ЭП866Ш в срав-

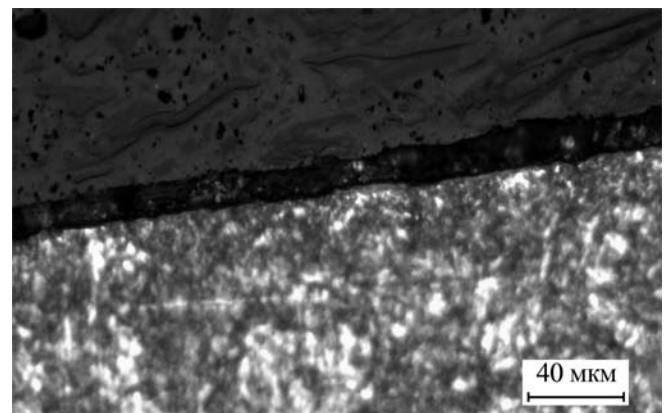


Рис. 5. Микроструктура материала в поверхностном слое серийных лопаток после завершения испытаний на двигателе РД33

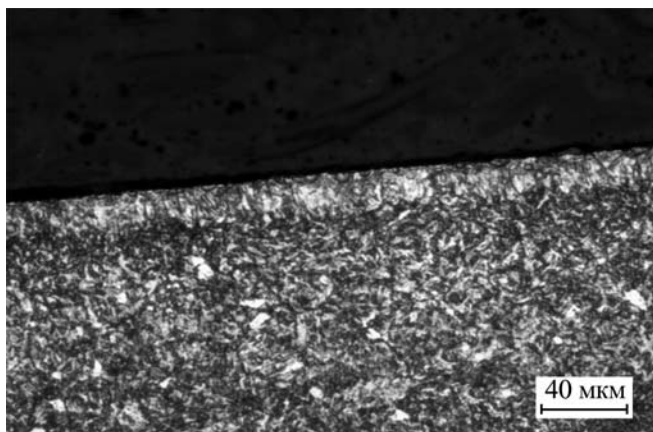


Рис. 6. Микроструктура материала в поверхностном слое обработанных СИЭП лопаток после завершения испытаний на двигателе РД33

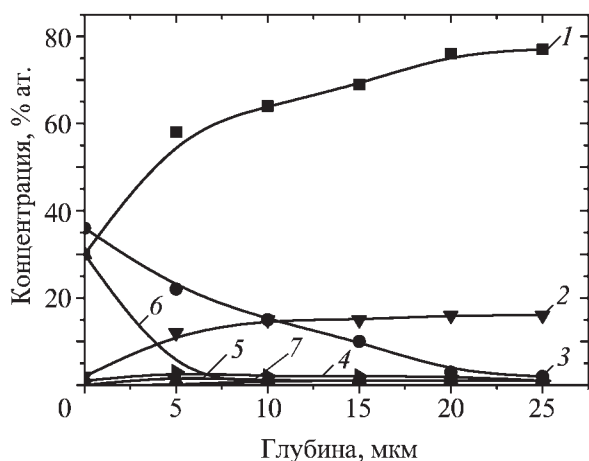


Рис. 7. Распределение элементов в поверхностном слое серийных лопаток после завершения испытаний на двигателе РД33 (концентрации S, Cl < 1 %):

1 – Fe; 2 – Cr; 3 – O; 4 – Cl; 5 – Mo; 6 – C; 7 – S

нении с серийными обладают значительно меньшими величинами микротвердости, концентраций кислорода, толщин окисленных слоев и содержаний оксидов и шпинелей, мг/мм².

Заключение

Длительными натурными испытаниями на технологическом двигателе РД33 и последующими исследованиями было установлено, что:

- с точки зрения проверки эффективности технологического процесса модифицирования поверхности лопаток компрессора из стали ЭП866Ш СИЭП для повышения жаро- и коррозионной стойкости, признать результаты испытаний положительными

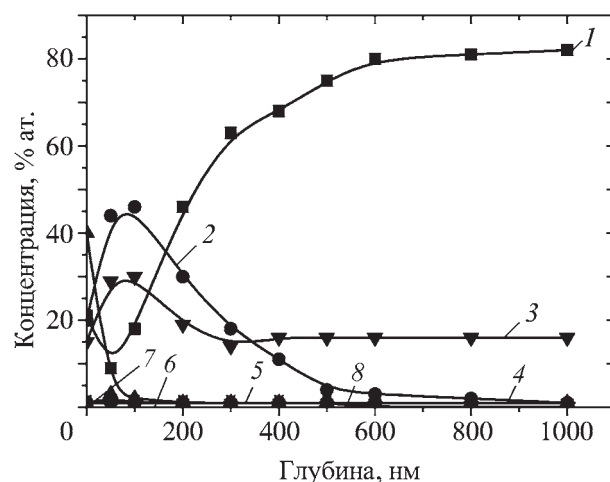


Рис. 8. Распределение элементов в поверхностном слое обработанных СИЭП лопаток после завершения испытаний на двигателе РД33 (концентрации S, Cl и Ca < 1 %):

1 – Fe; 2 – O; 3 – Cr; 4 – S; 5 – Cl; 6 – Ca; 7 – C; 8 – Mo

(толщины окисленных за время испытаний поверхностных слоев для серийных лопаток достигли 20...25 мкм, а для обработанных электронным пучком деталей глубина проникновения кислорода в матричные слои не превысила 1 мкм);

- поскольку вследствие попадания в компрессор постороннего предмета провести сравнительные усталостные испытания прошедших наработку на двигателе лопаток не представилось возможным, необходимо выполнить повторные испытания на технологической машине для проверки эффективности обработки электронным пучком лопаток из стали ЭП866Ш по критерию сопротивления усталости;

- решение о целесообразности внедрения технологии электронно-лучевой обработки лопаток из стали ЭП866Ш должно быть после завершения повторных усталостных испытаний и повторных длительных испытаний на технологическом двигателе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988. 240 с.
2. Пайкин А.Г., Белов А.Б., Энгелько В.И. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 2. С. 32–41.
3. Пайкин А.Г., Белов А.Б., Энгелько В.И. и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 11. С. 9–18.
4. Белов А.Б., Крайников А.В., Львов А.Ф. и др. // Двигатель. 2006. № 2. С. 8–11.
5. Engelko V., Muller G., Yatsenko // Vacuum. 2001. V. 62. P. 211.
6. Пайкин А.Г., Белов А.Б., Энгелько В.И. и др. // Конверсия в машиностроении. 2004. № 6. С. 59–69.
7. Пайкин А.Г., Белов А.Б., Энгелько В.И. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 2. С. 32–41.

УДК 621.771.07

Е.Н. Сафонов, И.С. Дружинин, Н.В. Орлова (Нижнетагильский технологический институт (филиал) ГОУ ВПО "Уральский государственный технический университет – УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина")
E-mail: sen@ntiustu.ru

Закалка поверхностного слоя деталей машин плазменной дугой прямого действия

Изложены результаты использования плазменной закалки для упрочнения рабочих поверхностей деталей рельсового транспорта, общего машиностроения, сменного технологического инструмента и оборудования. Показаны примеры и эффективность ее применения для prolongation of operational life of steel and cast iron manufacture (0,2...3,7 % C), влияние режимов процесса на структуру и свойства зоны упрочнения.

Ключевые слова: плазменная закалка, детали машин.

The results of plasma strengthening application for the working surfaces of the rail transport details, general mechanical engineering, interconvertible technological tools and equipment have been stated. The examples and effectiveness of plasma strengthening use for prolongation of operational life of steel and cast iron manufacture (0,2...3,7 % C), the influence of the process regimes over the structure and properties of the strengthening zone have been shown.

Keywords: plasma strengthening, machine parts.

Для изготовления значительной части деталей машин и технологического инструмента в отечественной промышленности широко используются сравнительно дешевые низколегированные стали с повышенным содержанием углерода и чугуны. Эксплуатационная стойкость таких деталей в современных условиях не отвечает возрастающим требованиям производства из-за увеличивающихся затрат на запасные части, текущий и капитальный ремонт агрегатов, связанный с их заменой.

Поэтому проблема продления ресурса подобных деталей является весьма актуальной как в экономическом, так и в экологическом и ресурсосберегающем аспектах, поскольку их первичное производство, ремонт и утилизация сопровождаются потреблением сырьевых и энергетических ресурсов, а также технологическим загрязнением окружающей среды [1, 2].

Для продления срока службы быстроизнашивающихся рабочих поверхностей деталей машин и сменного технологического оборудования рациональным по параметрам универсальности, доступности, экологичности и экономической эффективности представляется способ поверхностной термообработки плазменной дугой прямого действия. Целью плазменной закалки является упрочнение поверхностного рабочего слоя (толщиной до нескольких миллиметров) деталей машин при сохранении физико-химического состояния и свойств материала во внутренних слоях деталей из сталей и чугунов (0,2...3,7 % мас. С), испытывающих полиморфные превращения при нагреве и охлаждении.

Упрочнение является результатом высокоскоростного локального нагрева плазменной дугой поверхност-

ного слоя изделия до высоких (выше A_{c3}) температур и быстрого его охлаждения в результате теплоотвода в глубинные (внутренние) слои материала детали. Образующиеся при скоростном нагреве и охлаждении структуры закалочного типа обладают высокими твердостью, износостойкостью и сопротивлением разрушению.

Эти свойства достигаются за счет диспергирования и увеличения локальной неоднородности структуры пакетного и пластинчатого мартенсита с разным содержанием углерода, повышения плотности дислокаций, сохранения в поверхностном слое не растворенных при нагреве карбидных частиц и остаточного аустенита, который способствует уменьшению выкрашивания и растрескивания на этапе приработки [3, 4].

Структурные превращения в целом соответствуют происходящим при объемной закалке, однако высокие скорости нагрева и охлаждения вызывают изменения соотношений между структурными составляющими, их морфологии вследствие повышенной дефектности кристаллического строения (увеличение плотности дислокаций, измельчение блоков и рост напряжений в кристаллической решетке) [4].

Так, например, объемная закалка низкоуглеродистых сталей не обеспечивает существенного увеличения их твердости из-за необходимой для получения закалочных структур высокой критической скорости охлаждения. Кроме того, высокая температура начала мартенситного превращения ($M_n > 380$ °С) приводит к самоотпуску мартенсита, что сопровождается снижением твердости.

Плазменная закалка низкоуглеродистых сталей позволяет получить при режимах, обеспечивающих

Таблица 1

Твердость сталей после различных способов закалки

Сталь	Твердость после закалки, HRC		
	объемной	ТВЧ	плазменной
34ХН1М	47...52	–	51...56
40Х	49...54	53...58	55...60
45	48...53	51...56	54...59

гомогенизацию аустенита на стадии нагрева, низкоуглеродистый пакетный мартенсит с твердостью 32...38 HRC [5]. При обработке на режимах, обеспечивающих нагрев в области $A_{c1}-A_{c3}$, отдельные участки на месте перлитных зерен общей площадью 10...30 % имеют структуру высокоуглеродистой стали – мартенсит и остаточный аустенит с твердостью 750...820 НВ. Такая комбинированная структура (феррит, перлит, мартенсит и остаточный аустенит) сочетает высокую износостойкость и пластичность, что позволяет расширить область применения низкоуглеродистых сталей [6].

Плазменная закалка среднеуглеродистых конструкционных сталей обеспечивает в зоне упрочнения мартенситно-аустенитную структуру и твердость на 2...4 ед. HRC выше в сравнении с объемной закалкой и закалкой ТВЧ (табл. 1). После плазменной закалки в поверхностном слое фиксируется до 50 % остаточного аустенита, что позволяет реализовать энергопоглощающий процесс превращения $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha_m$ в ходе эксплуатации.

Мартенситное превращение, протекающее в процессе контактно-ударного или абразивного взаимодействия рабочей поверхности с изнашивающей средой, обеспечивает не только упрочнение, но и частичную диссипацию энергии разрушения в сочетании с релаксацией напряжений при образовании кристаллов мартенсита деформации. Износостойкость деталей, особенно при контактно-ударном взаимодействии и абразивном изнашивании, в этом случае многократно возрастает. Аналогичный эффект проявляется и в поверхностном слое, упрочненном плазменной закалкой [7].

С высокой эффективностью упрочняются углеродистые инструментальные стали У8, У10; стали для холодного деформирования 5ХВ2С, 9ХС, Х12; стали для горячего деформирования 5ХНМ, 60ХН и др. Мелкозернистая мартенситно-аустенитная структура с твердостью до 65 HRC обладает максимальной прочностью и высокой износостойкостью [4]. Регулирование соотношения структурных составляющих в зоне упрочнения инструментальных сталей при плазменной закалке осуществляется путем тепловой

стабилизации аустенита в области мартенситного превращения, подбором режимов предварительной термообработки и закалки [8].

При плазменной закалке чугунов (с пластинчатым графитом СЧ15-32, СПХН-45, СПХН-49; с шаровидным графитом СШХНМ-42, СШХН-49 и др.) в поверхностном слое формируется структура с высокими твердостью (до 60 HRC) и износостойкостью [9, 10]. В зоне микроплавления образуется ледебурит, вокруг графитных включений наблюдается высокоуглеродистый аустенит, в котором при охлаждении образуются участки мартенсита. В зоне плазменной закалки перлитных чугунов образуется мартенситно-аустенитная структура, ферритных – сорбито-троститная [11].

Важными достоинствами упрочненных плазменной закалкой чугунов прокатных валков являются высокие твердость и одновременно сопротивляемость образованию трещин разгара за счет наличия аустенитной составляющей, что повышает их износостойкость до 60 %. После плазменной закалки чугунных валков (СШХНМ-42) рельсобалочного цеха Нижнетагильского металлургического комбината их износостойкость возросла на 46 % [11].

Выявлено, что в результате плазменной закалки сталей и чугунов в зоне термического влияния глубиной 0,5...2,5 мм образуется модифицированная мартенситно-аустенитная структура с переменным в зависимости от режима обработки и структурного класса сплава составом. Содержание остаточного аустенита в поверхностном слое составляет от 5 до 80 % в зависимости от состава сплава и режима обработки. В условиях динамического контактного трения при эксплуатации возможно дополнительное деформационное упрочнение термообработанной поверхности за счет превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации и наклепа металлических фаз. Средняя твердость поверхности при этом возрастает и, соответственно, повышается износостойкость [11].

Упрочняемые детали условно можно разделить на группы по назначению:

1. Детали рельсового транспорта: бандажи колес локомотивов, вагонов, колеса шахтных вагонеток, крановые колеса и т.п. (рис. 1).
2. Сменный технологический инструмент и оборудование: прокатные валки, бандажи, ролики, пуансоны, матрицы, штампы, буровой инструмент и др. (рис. 2).
3. Детали общего машиностроения: шестерни, звездочки, кольца, валы, оси, втулки, шкивы, посадочные места валов, чугунные станины и пр. (рис. 3).

Технологический процесс включает механическую обработку (при необходимости) и (или) очистку поверхности, подлежащей упрочнению, и собственно

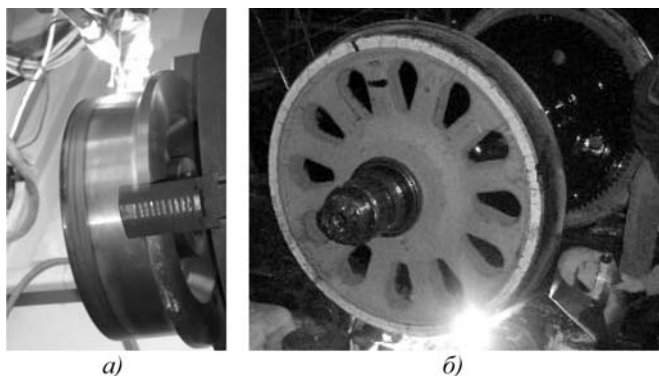


Рис. 1. Закалка кранового колеса (сталь 45, повышение твердости поверхности от 160 до 300 НВ после закалки) (а) и бандажа локомотива (Ст2, повышение твердости поверхности от 190...200 до 300...360 НВ) (б)

термообработку, которая, как правило, является финишной операцией.

Термообработка осуществляется при помощи плазматрона, генерирующего плазменную дугу прямого действия (между катодом и упрочняемым изделием) в атмосфере аргона [12]. Перемещение плазматрона осуществляется в автоматическом режиме с использованием станочного оборудования или вручную, при этом плазматрон устанавливается на специальном держателе.

Ширину локальной зоны закалки можно регулировать в пределах 5...25 мм за счет сканирования дуги, когда наряду с поступательным перемещением она совершает поперечные колебания. Чаще всего сканирование дуги реализуется путем взаимодействия ее собственного магнитного поля с внешним поперечным переменным полем, создаваемым электромагнитной системой, размещенной на плазматроне. Частоту внешнего поля можно изменять, но чаще используется воздействие с частотой 50 Гц. Согласно [13], при этой частоте температурное поле от сканирующего источника можно считать стационарным, а тепловой поток — постоянным, равномерно распределенным по всей ширине обрабатываемого участка.

Сканирование позволяет увеличить производительность процесса, геометрические размеры (ширину и глубину) локальной зоны закалки. Глубина зоны возрастает вследствие уменьшения средней скорости нагрева до предзакалочной температуры при меньшей плотности теплового потока. За счет сканирования удастся снизить скорость основного поступательного перемещения дуги, при которой начинается оплавление поверхности. Совокупность этих факторов расширяет интервал режимов термообработки, обеспечивающий изменение структуры и свойств в зоне термического влияния, вследствие более полной гомогенизации

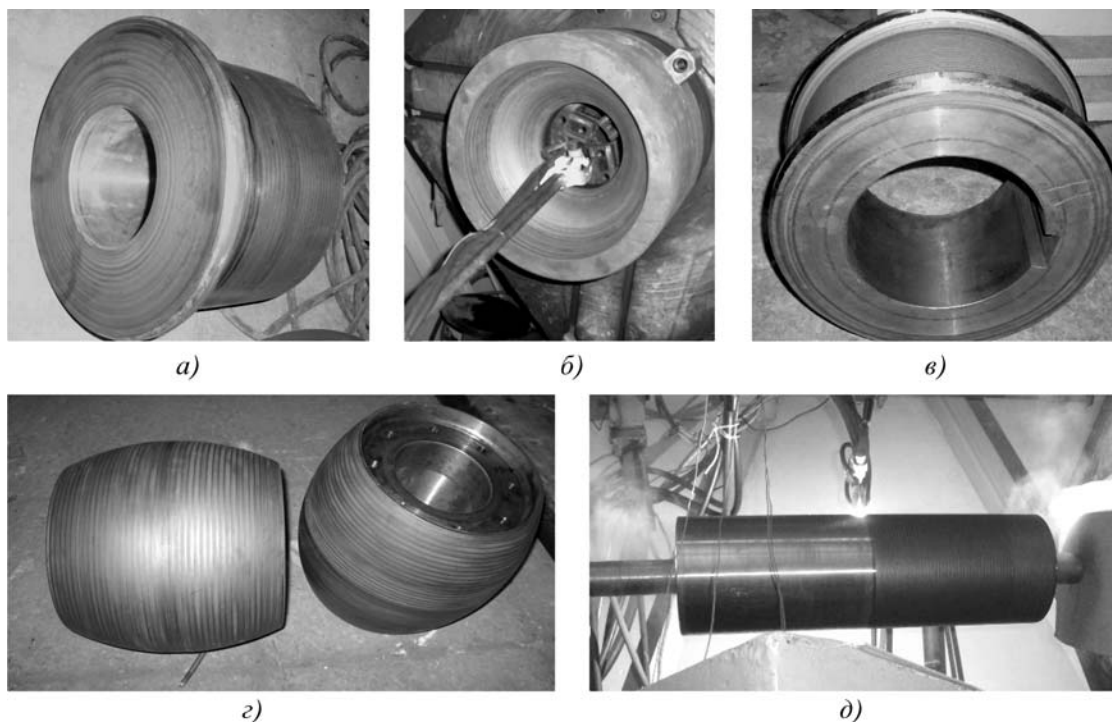


Рис. 2. Закаленный ролик (сталь 34ХН1М, от 240 до 55 HRC) (а); закалка матрицы для холодной штамповки (сталь 40ХН, от 20 до 52 HRC) (б); закаленный валок (агрегат непрерывного литья и прокатки медной катанки АНЛПМК) (в); закаленные ролики трубопрокатного стана (з); закалка ролика (сталь 40Х, до 50...55 HRC с водяным охлаждением) (д)

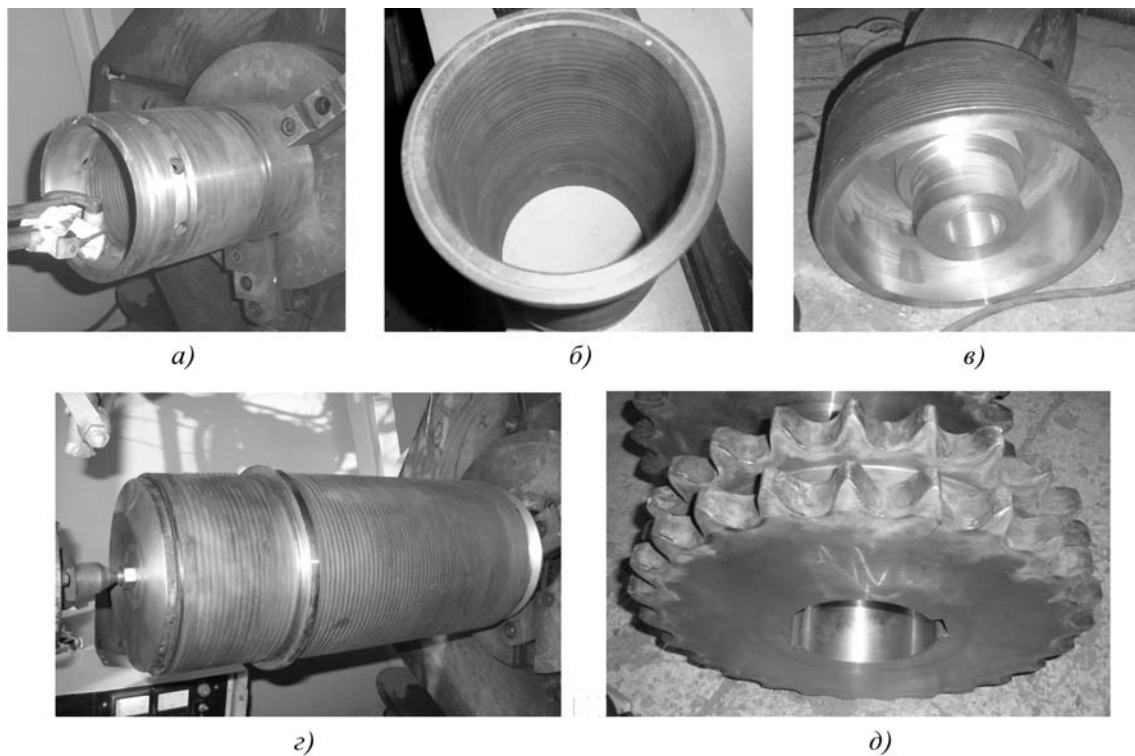


Рис. 3. Закалка втулки изнутри (сталь 20, от 140 до 50 HRC) (а); закаленная изнутри чугунная гильза дизеля "КАМАЗ" (б); закаленный тормозной барабан (в); закаленная ось (сталь 45) (г); закаленные зубья звездочки (сталь 20) (д)

аустенита при увеличенной продолжительности нагрева [14].

Важной особенностью плазменной закалки является возможность ее эффективного применения для дополнительного упрочнения поверхности деталей, прошедших обычную объемную термообработку. В табл. 2 по данным лаборатории плавочного контроля ЗАО "Металлургический завод "Камасталь" представлены результаты опытной закалки* фрагмента ножа из стали 9ХФ (рис. 4). Фрагмент подвергся плазменной закалке после объемной термообработки (закалка и отпуск) до твердости 40 HRC.

В табл. 3 по данным той же лаборатории представлены результаты опытной закалки фрагмента плунжера из стали 40Х и соединительной муфты из стали 45 (рис. 5). Фрагмент плунжера подвергся плазменной закалке после объемной закалки и отпуска до твердости 47...48 HRC. Исходная твердость соединительной муфты – 180 НВ.

Результаты опытной закалки деталей Невьянского машиностроительного завода представлены на рис. 6–8. Плазменному упрочнению подвергался участок гильзы гидромолота (сталь 20) протяженностью 60 мм (рис. 6). Микроструктура основы представлена

зернами феррита и перлитом, расположенным как по границам ферритного зерна, так и в виде отдельных зерен. В зоне плазменной закалки (от поверхности на глубину до 0,45...0,50 мм) наблюдаются последовательно: бесструктурный мартенсит, отдельные зерна пластинчатого перлита и сорбита отпуска, расположенные по границам исходного зерна. Исходная твердость – 126 НВ, твердость после плазменной закалки – 37...43 HRC.

Труба (рис. 7) изготовлена из стали 30ХГСА. Плазменное упрочнение проводили на участке шириной 9 мм. Микроструктура основы представлена сорбитообразным перлитом и ферритом, расположенным по границам зерна в виде тонкой разорванной сетки. После плазменной закалки от поверхности на глубину до 0,03 мм в структуре наблюдается мартенсит закалки, далее на глубину до 1,1...1,2 мм – тростит закалки (рис. 8). Исходная твердость – 22 HRC, твердость после плазменной закалки – 62 HRC.

По данным опытно-промышленного применения на предприятиях (Нижнетагильский металлургический комбинат; Северский трубный завод; Лысьвенский металлургический завод; ОАО "Святогор"; Высокогорский, Качканарский, Михайловский и Лебединский горно-обогатительные комбинаты; ОАО "Уралхиммаш"; Верхнетуринский, Невьянский, Уфалейский машиностроительные заводы; ОАО "Карель-

* Закалка выполнена В.С. Деминым, Л.В. Чадиным.

Таблица 2

Режимы и результаты плазменной закалки фрагмента ножа из стали 9ХФ

Параметры режима закалки						Параметры зоны закалки		Оценка микроструктуры (шкала 3) по ГОСТ 8233–56	
Скорость перемещения плазматрона, см/с	Расстояние до поверхности детали, мм	Ширина локальной зоны закалки, мм	Перекрытие локальных зон закалки, %	Ток, А	Напряжение, В	Твердость после закалки, HRC	Глубина зоны закалки (основная+переходная зоны), мм		
2,00	12,00	7,00	Без перекрытия	180	40,0	55,0...58,5	0,65 (0,60+0,05)	Мартенсит отпуска – 6–7 балл, остаточный аустенит ($A_{ост}$) до 5 % на глубине до 0,035 мм. Мартенсит – 1–5 баллы в основной и переходной зонах	
		11,00		200		50,0	65,0		0,85 (0,75+0,10)
2,50	14,00	12,00		220		52,0	61,0...63,5	0,90 (0,60+0,30)	Структура зоны закалки не выявляется. Оплавление границ зерен на глубине до 0,080 мм
3,00				260			65,5	0,43 (0,35+0,08)	
4,00				300			64,5	0,20 (0,10+0,10)	Мартенсит отпуска – 4–5 балл на глубине до 0,020 мм, 1 балл в основной и переходной зонах
5,00				310			55,5	0,20	
4,00	12,00	60		300		63,0...65,0	0,80 (0,45+0,35)	Оплавление границ зерен на глубине до 0,030 мм. Мартенсит отпуска – 6–8 балл, $A_{ост}$ до 5 % на глубине до 0,060 мм. Мартенсит – 1–5 балл в основной и переходной зонах	
		Без перекрытия				64,5...65,5	0,50		Мартенсит отпуска – 6–8 балл, $A_{ост}$ до 5 % на глубине до 0,020 мм, Мартенсит – 1 балл в зоне закалки

ский окатыш"; Нижнетагильский, Катав-Ивановский и Бийский механические заводы; ЗАО "Горнозаводсктранспорти" и др.) ресурс закаленных деталей возрастает в 2–4 раза, увеличивается наработка

упрочненного технологического инструмента, а его удельный расход снижается на 20...50 % [11].

Производственный опыт использования плазменной закалки свидетельствует об эффективности этого

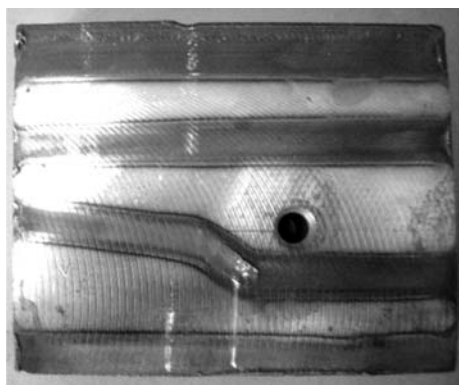


Рис. 4. Локальные зоны закалки на поверхности ножа (вид сверху)

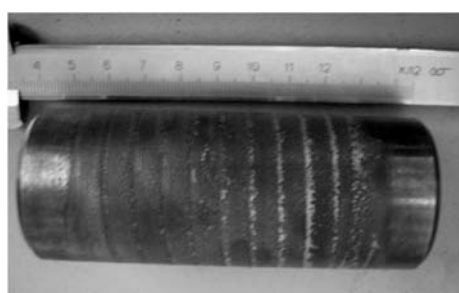


Рис. 5. Муфта

технологического процесса для упрочнения рабочих поверхностей деталей машин из железоуглеродистых сплавов, работающих в условиях изнашивания, с целью продления их ресурса.

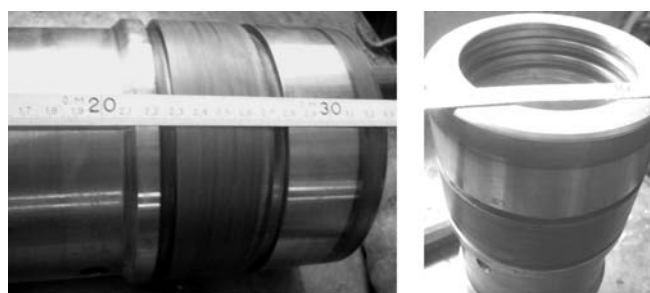


Рис. 6. Участок плазменной закалки на рабочей поверхности гильзы гидромолота



Рис. 7. Труба

Выводы

1. Установлено, что в результате плазменной закалки сталей и чугунов в зоне термического влияния глубиной 0,5...2,5 мм образуется модифицированная мартенситно-аустенитная структура с переменным в зависимости от режима обработки и структурного

Таблица 3

Режимы и результаты плазменной закалки плунжера из стали 40Х и соединительной муфты из стали 45

Деталь	Скорость перемещения плазматрона, см/с	Расстояние до поверхности детали, мм	Перекрывание локальных зон закалки, %	Твердость после закалки, HRC		Глубина зоны закалки (основная+переходная зоны), мм	Микроструктура зоны закалки	
				без отпуска	после отпуска 180 °С		без отпуска	после отпуска 180 °С
Плунжер	3,00	14,00	Без перекрытия	58,5	51,0...57,0	0,75 (0,65+0,10)	Не определялась	Мартенсит отпуска 6–8 балл (шкала 3, ГОСТ 8233–56). Зерно 3–5 номер (ГОСТ 5639–82)
Муфта	3,50	12,00	50	28,0...37,5	26,0...29,0	1,20 (0,80+0,40)	Сорбит и перлит, ориентированный по крупноугольчатому мартенситу	Сорбит и перлит, мелкая ферритная сетка. Зерно 9 номер (ГОСТ 5639–82)

Примечание. Ток плазменной дуги – 200 А, напряжение – 48 В.

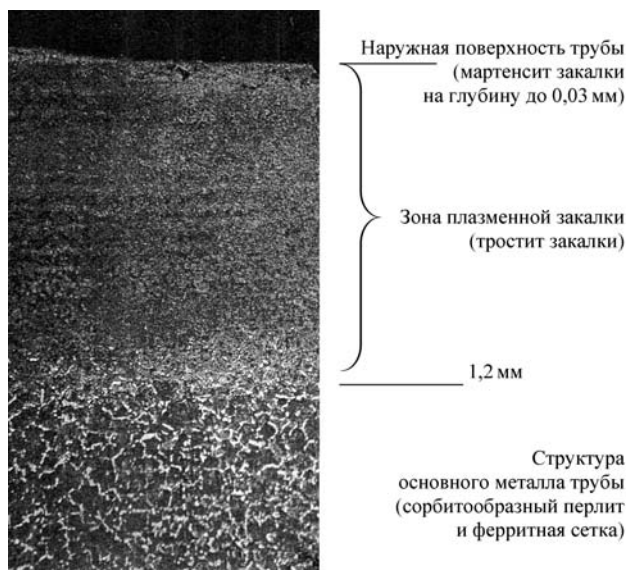


Рис. 8. Структура поперечного сечения участка стенки трубы после плазменной закалки наружной поверхности ($\times 100$)

класса сплава составом. Содержание остаточного аустенита в поверхностном слое составляет от 5 до 80 % в зависимости от состава сплава и режима обработки.

2. Твердость термообработанной плазменной дугой поверхности стальных и чугуновых деталей существенно превышает твердость металла основы, в том числе и прошедшего предварительную объемную термообработку.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гребеник В.М., Цапко В.К. Надежность металлургического оборудования. Справочник. М.: Металлургия, 1980. 344 с.
2. Повышение эффективности производства и эксплуатации прокатных валков / А.Н. Москалев, Б.Г. Ветров, В.Ф. Зелинский, Л.А. Коновалов. М.: Металлургия, 1983. 64 с.
3. Комплексное объемно-поверхностное упрочнение материалов с использованием высококонцентрированного

источника нагрева / Л.К. Лешинский, С.С. Сомотугин, И.И. Пирч и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1988. № 5. С. 3–8.

4. Плазменное поверхностное упрочнение / Л.К. Лешинский, С.С. Сомотугин, И.И. Пирч, В.И. Комар. Киев: Техника, 1990. 109 с.

5. Сафонов Е.Н. Электродуговое поверхностное упрочнение низкоуглеродистых сталей // Технологии ремонта, восстановления, упрочнения и обновления машин, механизмов, оборудования и металлоконструкций: Матер. 6-й Междунар. практ. конф.-выст. Санкт-Петербург: СПбГПУ, 2004. С. 369–375.

6. Сафонов Е.Н. Поверхностное упрочнение низкоуглеродистых сталей электродуговой обработкой // Вестник УГТУ-УПИ. 2004. № 16 (46). С. 172–181.

7. Сафонов Е.Н. Влияние режима плазменной закалки на фазовый состав и твердость поверхности углеродистых сталей // Вестник УГТУ-УПИ. 2004. № 16 (46). С. 164–172.

8. Влияние плазменно-дуговой обработки на структурные превращения и поверхностное упрочнение углеродистых и легированных сталей / Д.С. Ставрев, Л.М. Капуткина, С.К. Киров и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 9. С. 16–19.

9. Поверхностное упрочнение чугуна с шаровидным графитом электрической дугой прямого действия / В.И. Журавлев, Е.Н. Сафонов, В.В. Стариков и др. // Известия вузов. Черная металлургия. 1994. № 10. С. 48–49.

10. Ставрев Д.С., Ников Н.Я. Упрочнение серых чугунов при поверхностном отбеле низкотемпературной плазмой // Металловедение и термическая обработка металлов. 1985. № 4. С. 15–18.

11. Сафонов Е.Н. Структура и твердость чугуна после поверхностной закалки // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 9. С. 38–43.

12. Пат. 2379358 РФ, МПК С 21 D 1/09. Оpubл. 20.01.2010.

13. Барашков А.С. Расчет теплового процесса упрочнения стали при нагреве равномерно распределенными источниками // Физика и химия обработки материалов. 2000. № 4. С. 82–89.

14. Сафонов Е.Н., Журавлев В.И. Поверхностное упрочнение железоуглеродистых сплавов дуговой закалкой // Сварочное производство. 1997. № 10. С. 30–32.

УДК 621.91

Е.А. Кудряшов, Е.В. Павлов, Е.И. Яцун, А.Ю. Алтухов, Д.Ю. Лунин
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)
E-mail: ldy-dmitrij@yandex.ru

Применение композиционных инструментальных материалов при ремонте деталей машин

Рассмотрены вопросы применения композиционных инструментальных материалов для обработки восстановленных наплавкой поверхностей деталей машин. Определены оптимальные условия применения композиционных разверток.

Ключевые слова: ремонт, восстановление, детали машин, композит, точность, качество, обработка резанием.

This article regards the questions of the application of composition tool-making materials to process machine components recovered with welding deposition. The best conditions of the application of composition scanning are determined here.

Keywords: repair, reconstruction, machine components, composite, accuracy, quality, metalcutting.

При ремонте изношенных деталей колесно-гусеничной техники возникает проблема с обеспечением заданной точности и качества восстанавливаемых отверстий в деталях из закаленных и труднообрабатываемых материалов.

Например, деталь рычаг (сталь 38ХС, 255...302 НВ) имеет износ поверхности 1 под подшипники игольчатые 0,039 мм и износ поверхности 2 под шарнирные подшипники свыше 0,012 мм, что превышает допустимые размеры (рис. 1).

Одним из способов восстановления размерной точности отверстий в детали рычаг (деталь работает в условиях интенсивного абразивного изнашивания, ударных нагрузках и в узлах трения) является обваривание дефектного отверстия порошковой наплавкой (сормайт) с образованием износостойкого слоя на изношенной поверхности твердостью 46...54 HRC₂, с последующей обработкой зенкерованием и развертыванием до номинальных размеров.

В ходе восстановления детали необходимо соблюдение следующих технических ограничений:

1) отклонение от перпендикулярности оси отверстия 1 к поверхности В не более 0,20 мм на длине 50 мм;

2) отклонение от параллельности оси отверстий 1 и 2 не более 0,20 мм на длине 40 мм.

Экспериментальные исследования показали, что применение твердосплавного инструмента сопровождается разбивкой отверстия и малой стойкостью инструмента. Основные причины: недостаточная жесткость инстру-

ментальной наладки, обуславливающая несоответствие оси развертки с осью ее вращения вследствие погрешности формы и расположения отверстия, обработанного на предшествующем переходе; высокая твердость обрабатываемой поверхности наплавки.

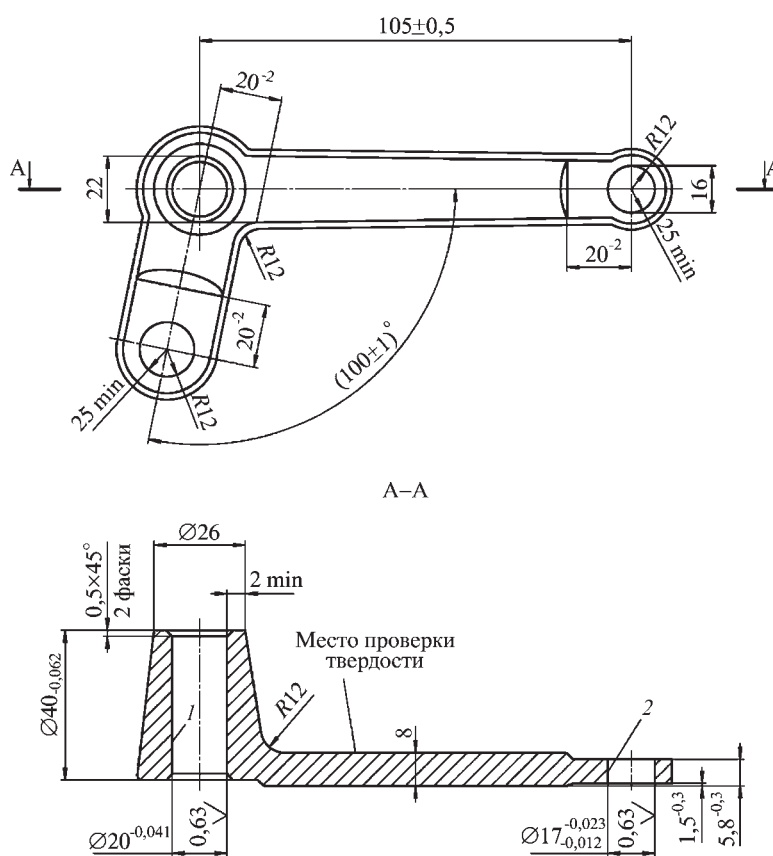


Рис. 1. Рычаг

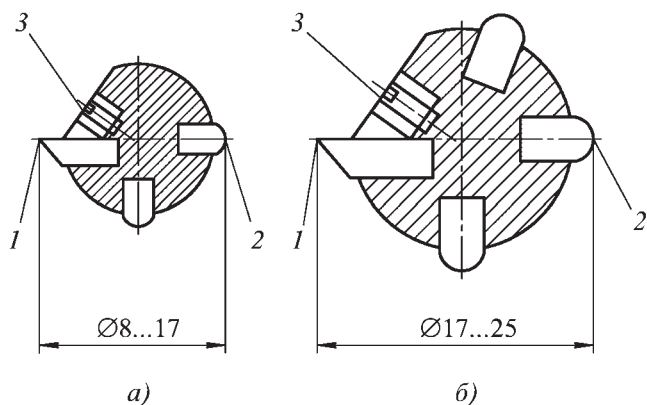


Рис. 2. Конструкция композиционной однолезвийной развертки:
a – \varnothing 8...17 мм; *б* – \varnothing 17...25 мм; 1 – режущий нож из композита; 2 – направляющие (калибрующие) элементы из твердого сплава или композита; 3 – установочный винт

Достижение заданных технологией показателей обеспечивают применением на заключительном этапе обработки отверстий разверток, оснащенных композитами [1]. Эти прогрессивные инструментальные материалы известны в металлообработке достаточно давно, но благодаря своим уникальным физико-механическим и режущим свойствам они находят все большее применение для обработки конструктивно и технологически сложных поверхностей деталей на операциях точения, растачивания, фрезерования, зенкерования и развертывания.

Конструкция инструментов, состоящая из одного режущего с механическим креплением и нескольких комбинирующих элементов, позволяет настраивать развертку на требуемый размер с высокой точностью (рис. 2).

Из исследуемых марок композитов (01, 05, 10) при обработке отверстий в деталях из углеродистой и легированной сталей, износостойких наплавов, лучшей работоспособностью обладает инструментальный материал композит 10. Чистовое развертывание композитом 10 применено после обработки отверстий зенкерами; предельные отклонения инструмента соответствуют полю допуска Н8. Номинальный диаметр назначали с учетом припуска под развертывание.

В таблице приведены рекомендуемые режимы резания, припуски и типы смазочно-охлаждаемых жидкостей.

В ходе проведения данных исследований были предложены способы повышения эксплуатационных и технологических возможностей инструментов, оснащенных композитом, определены оптимальные условия проведения обработки. Использование этих результатов на практике позволило увеличить производительность и качество обработки.

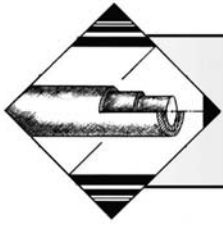
Рекомендуемые условия применения композиционных разверток

Материал заготовки	Режимы резания		Припуск на диаметр, мм	СОЖ
	<i>v</i> , м/с	<i>S</i> , мм/об		
Сталь углеродистая, $\sigma_b > 700$ МПа	1,4...1,8	0,1...0,4	0,1...0,5	Эмульсол; минеральное масло
Сталь легированная, 40...60 HRC	1,2...1,5			
Чугун серый, 170...240 HB	1,5...2,0	0,1...0,6	0,1...0,8	Керосин
Износостойкие наплавки, 46...54 HRC	До 3,0...4,5	0,1...0,4	0,1...1,0	Без СОЖ

Для уменьшения разбивки заточку инструмента выполняли в два перехода (предварительно и окончательно). Однако из-за микровыкрашиваний твердосплавных режущих кромок развертки не удалось достигнуть заданной точности и качества восстанавливаемых отверстий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кудряшов Е.А. Обработка деталей инструментом из композитов в осложненных технологических условиях: в 2-х ч. Чита: ЧитГТУ, 2002.



УДК 631.3.004.67:621.35.035.4

Г.В. Гурьянов, С.С. Годунов, П.Е. Кисель (Брянская государственная сельскохозяйственная академия),
Ю.Е. Кисель (Брянская государственная инженерно-технологическая академия)

Лазерная обработка износостойких композиционных электрохимических покрытий

Исследовано влияние лазерной обработки на некоторые механические свойства композиционных электрохимических покрытий на основе железа с дисперсными включениями карбида бора. Показано, что термическая обработка приводит к изменению микроструктуры композитов и активации физико-химических реакций между частицами наполнителя и матрицей. Установлено, что лазерная обработка приводит к увеличению износостойкости покрытий.

Ключевые слова: композиционные электрохимические покрытия, структура, износостойкость, микротвердость, дисперсная фаза, механические свойства, износостойкость.

Influence of laser processing on some mechanical properties of composite electrochemical coverings on the basis of iron with disperse inclusions of boron carbide was investigated. It was shown, that thermal processing results in change of a microstructure of composites and activation of physical and chemical reactions between filler particles and a matrix. It was established, that laser processing results in increase of wear resistance of coverings.

Keywords: composite electrochemical coatings, structure, resistance increase, microhardness, dispersed phase, mechanical properties, resistance increase.

Введение

Для восстановления и упрочнения быстроизнашиваемых деталей машин все шире применяются композиционные электрохимические покрытия (КЭП), полученные различными методами [1–4]. Твердая фаза в этих покрытиях выступает в качестве компонента, воспринимающего и распределяющего основную нагрузку в матрице. Поэтому весьма важно обеспечить надежную связь между дисперсной фазой (ДФ) и матрицей КЭП, которая в идеале должна быть химическим соединением.

Прочную химическую связь между компонентами гетерогенного материала можно обеспечить различными методами химико-термической обработки, в частности, с помощью лазера [5–9]. В настоящее время лазеры наиболее широко применяют для инициирования химических реакций на поверхности материалов (реакций синтеза нитридов, карбидов и других соединений).

Лазерная обработка обладает рядом преимуществ в сравнении с другими видами термической обработки: в режиме закалки без оплавления не нарушается микрогеометрия поверхности изделий, и поэтому лазерная

обработка является финишной операцией; имеет место разогрев только тонкого поверхностного слоя. При таком режиме общая температура детали повышается незначительно, благодаря чему отсутствуют температурные деформации при обработке тонкостенных и крупных деталей.

Вместе с тем производственное применение подобных технологий сдерживается недостатком сведений о процессах, происходящих в процессе обработки и их влиянии на свойства покрытий. Поэтому целью исследований было изучение воздействия лазерной обработки на структуру и некоторые механические свойства КЭП.

Методика проведения исследований

Изучение влияния лазерной обработки на физико-механические свойства проводили на примере КЭП железо–карбид бора. КЭП получали из хлористого электролита–суспензии (ЭС) при механическом контролируемом перемешивании и следующих режимах электролиза: $T = 35\text{ }^\circ\text{C}$, $j_k = 35\text{ А/дм}^2$ и $\text{pH} = 1,0$. Покрытия толщиной $(0,5 \pm 0,1)$ мм наносили на образцы из стали Ст3 размером $30 \times 30 \times 2$ мм.

Раствор подогревали и стабилизировали по температуре с точностью ± 1 °С. Кислотность контролировали ионометром ЭВ-74. Электролиты готовили из реактивов квалификации ХЧ и ЧДА, которые корректировали по концентрации компонентов и рН добавлением соответствующих кислот и солей. Анодную обработку образцов и деталей проводили в 30%-ном растворе серной кислоты. Режимы анодной обработки назначали согласно рекомендациям [10, 11].

В качестве базового электролита железнения был выбран раствор железа хлористого ($C_{\text{FeCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}} = 500 \text{ кг/м}^3$) – один из самых производительных и широко применяемых на практике. Микророшок карбида бора перед введением в электролит предварительно не обрабатывали, навеску необходимой массы порошка смешивали с небольшим количеством раствора в отдельной емкости до полного смачивания частиц и доводили рН до рабочего значения, после чего небольшими порциями вводили в электролит при постоянном перемешивании. Рабочий раствор перемешивали в течение 0,5 ч, затем вновь контролировали по составу. Режимы перемешивания во всех опытах поддерживали постоянными.

Покрyтия получали в специальном устройстве – ванне со струйным перемешиванием объемом 5 л (рис. 1). Поток ЭС в рабочую часть ванны поступал через перфорированное дно-успокоитель. Для кон-

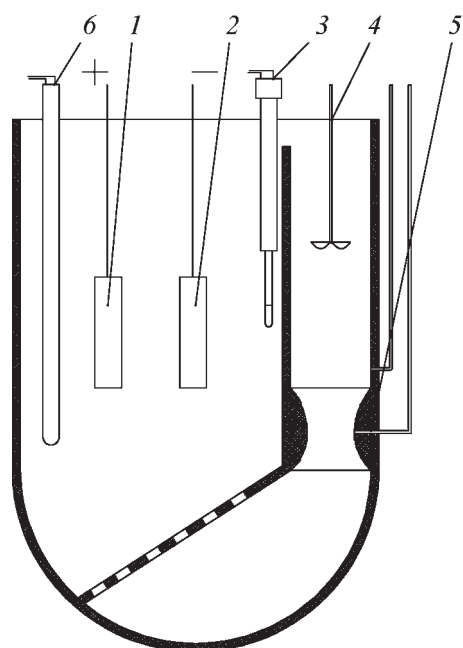


Рис. 1. Устройство для нанесения КЭП с контролируемой гидродинамикой потока ЭС:

1 – анод; 2 – катод; 3 – термометр; 4 – мешалка; 5 – расходомер Вентури; 6 – контактный нагреватель

троля скорости потока был разработан и установлен в отдельной секции расходомер с дифференциальным манометром типа Вентури. Ванну, перфорированное дно-перегородку и все детали расходомера изготавливали из винипласта, которые после сборки обрабатывали 30%-ным раствором серной кислоты для исключения выделения составляющих материала в процессе электролиза.

Струйное перемешивание осуществляли с помощью пропеллерной мешалки, изготовленной на базе лабораторной мешалки МЛТ-3 со ступенчатой регулировкой частоты вращения привода, которую устанавливали в отдельной секции. Изготовление лопастей пропеллера мешалки из малоуглеродистой стали позволяет исключить накопление ионов Fe^{3+} в электролите. Скорость потока ЭС устанавливали на основании рекомендаций [10].

Равномерность содержания ДФ в ЭС контролировали весовым анализом проб, отобранных в строго установленных точках ванны. Положение катодов относительно анодов и стенок электролизера фиксировали специальными приспособлениями.

Лазерное упрочнение производили на установке TRUMPF L2530. Интенсивность термообработки изменяли мощностью лазерного излучения $P = 10 \dots 100$ Вт, скоростью перемещения пятна нагрева $v = 0,5 \dots 4,5$ м/мин, расстоянием между параллельными дорожками $L = 0,5 \dots 3,5$ мм. Частоту импульсов и диаметр луча лазера во всех опытах поддерживали постоянными. Режимы лазерной обработки образцов с КЭП предусматривали нагрев без оплавления покрытия (мягкий режим), с частичным оплавлением покрытия (жесткий), полным переплавлением покрытия и подложки (очень жесткий). Температуру поверхности образцов в процессе обработки устанавливали расчетным методом [9].

Исследования абразивной износостойкости проводили в соответствии с ГОСТ 23.208–79 на специально разработанной установке [10]. Время проведения испытаний определяли необходимостью получения ощутимой величины износа (I , мг), который определяли весовым методом с погрешностью $5 \cdot 10^{-8}$ кг.

Опыты проводили с применением центрального композиционного ротатбельного униформ-планирования [12]. Входными параметрами служили режимы лазерной обработки, функцией отклика – износ покрытий. Объемное содержание ДФ в КЭП определяли на микрошлифах методом количественной стереометрической металлографии [13]. Микротвердость покрытий – с помощью ПМТ-3 по ГОСТ 9450–76 как среднее из 10...15 измерений. Следует заметить, что измеряемая с помощью ПМТ-3 микротвердость в действительности отражает изменение микротвердости

матрицы, а не КЭП в целом. Поэтому, рассматривая механические свойства композиции, учитывали микротвердость, определенную по правилу смесей:

$$H_{\mu}^k = VH_{\mu}^p + (1-V)H_{\mu}^m, \quad (1)$$

где V – объемная доля ДФ;

H_{μ}^p – микротвердость ДФ;

H_{μ}^m – микротвердость матрицы.

Исследование морфологии и микроструктуры КЭП проводили с помощью микроскопов МИМ-8 и МБС-9. Перед лазерной обработкой структуру покрытий стабилизировали в течение 20 сут.

Результаты исследований и их обсуждение

КЭП до лазерной обработки получались качественными, плотными, без слоев и трещин. Содержание ДФ в покрытии изменялось от 24 до 26 % об. Особенностью микроструктуры было равномерное распределение ДФ, отсутствие частиц в начальных слоях покрытия вблизи границы раздела с подложкой, что согласуется с литературными данными и подтверждает незначительное влияние частиц на сцепление покрытия с основой [2, 3].

Микротвердость матрицы КЭП до лазерной обработки была $H_{\mu}^m = 4,5...5,0$ ГПа, что соответствует твердости покрытий без наполнителя. Микротвердость КЭП, рассчитанная по формуле (1), равна $H_{\mu}^k = 8,5...9,5$ ГПа.

При нагреве образцов без оплавления значительных изменений во внешнем виде поверхности и структуре КЭП не наблюдалось, шероховатость поверхности изменялась незначительно (рис. 2, а). При жестких режимах обработки покрытия в зоне обра-

ботки покрывались слоем окислов железа и других продуктов взаимодействия компонентов композиции с атмосферой и растворенными в металле газами. По мере увеличения мощности излучения лазера, зоны окисленного покрытия увеличивались. Изменялась и шероховатость поверхности, поэтому размеры обрабатываемых деталей должны устанавливаться с учетом припуска на последующую чистовую обработку.

Хотя при импульсной лазерной обработке упрочняемая зона складывается из отдельных единичных следов действия луча, при скорости перемещения головки лазера менее 1,5 м/мин пятна нагрева перекрывались (рис. 2, б, в). Создавалась сплошная зона обработки, как при обработке непрерывным лучом лазера. Наиболее равномерным распределение зон упрочнения КЭП было при скорости перемещения лазерной головки 1,2...1,5 м/с и расстоянии между дорожками 2...2,2 мм.

Области термического воздействия луча на структуру КЭП также можно разделить на ряд зон: с оплавлением покрытия – зона легирования и закалки из жидкого состояния (рис. 3, а); без оплавления покрытия – зона термообработки и закалки в твердом состоянии (рис. 3, б); полного переплавления покрытия с металлом основы (рис. 3, в).

По мере рассеяния тепловой энергии от пятна нагрева выявляются различные по свойствам слои покрытия (см. рис. 3, а). В зоне пятна нагрева формируется область гетерогенного материала, в котором происходят фазовые изменения и активные диффузионные процессы в жидком состоянии (первый слой). Затем следует область с фазовыми и структурными превращениями в твердом состоянии (второй слой) и область с незначительным тепловым воздей-

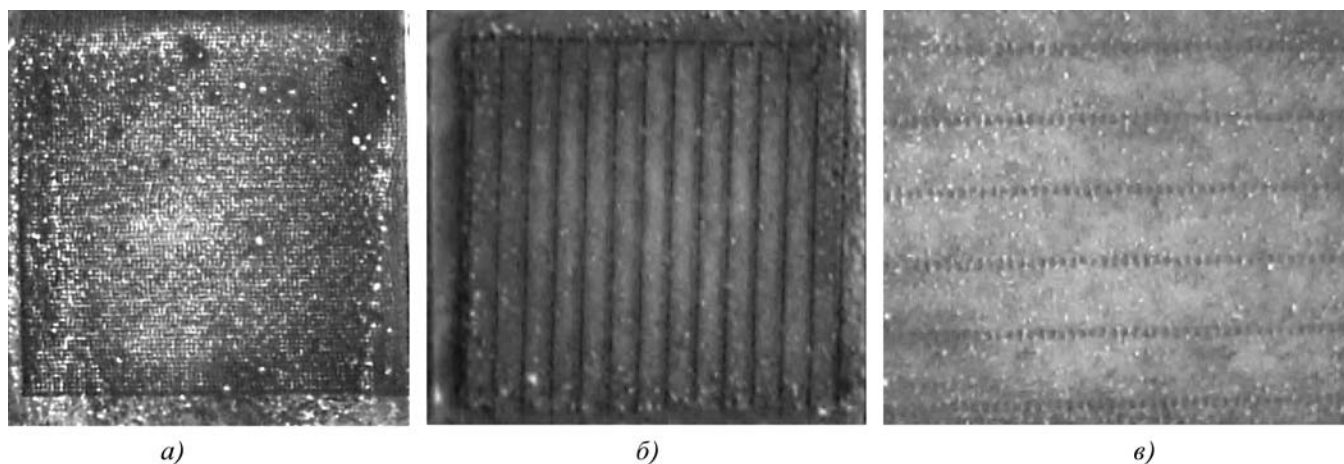


Рис. 2. Поверхность образцов с КЭП железо–карбид бора после лазерной обработки:

а – равномерное распределение зон нагрева; б – отдельные сплошные зоны; в – отдельные точечные зоны

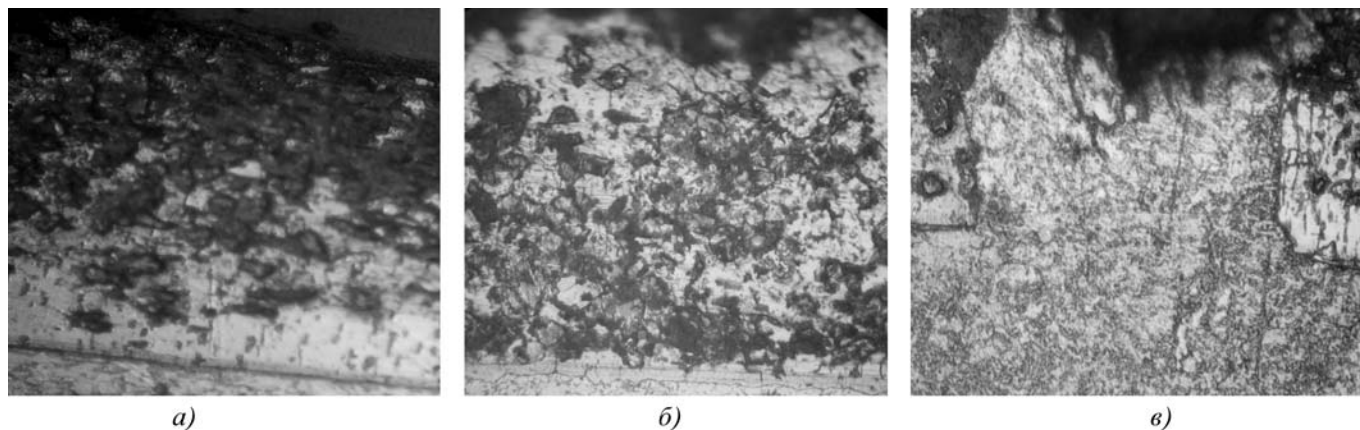


Рис. 3. Микроструктура КЭП после лазерной обработки ($\times 400$):

a – с оплавлением поверхностного слоя; *б* – без оплавления поверхности; *в* – после полного переплавления покрытия с подложкой

ствием, в которой видимых изменений в структуре покрытий не происходит (третий слой).

В зоне покрытия с оплавлением в первом слое на границе расплава наблюдалась структура, состоящая,

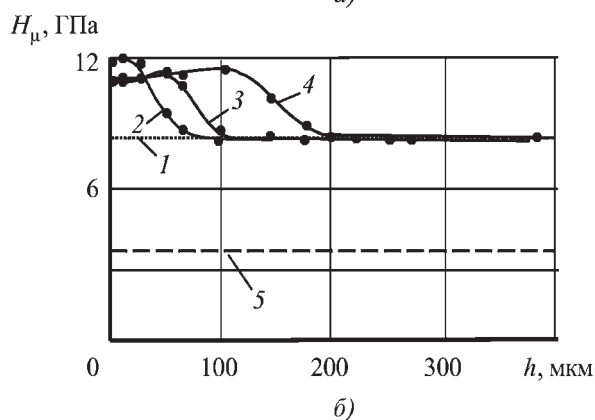
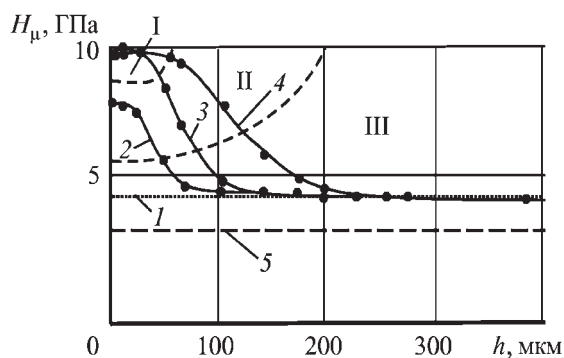


Рис. 4. Микротвердость КЭП по глубине (*h*) слоев (I–III) после лазерной обработки при наиболее равномерном распределении зон упрочнения:

a – определенная с помощью ПМТ-3; *б* – рассчитанная по формуле (1); 1 – без обработки; 2 – $P = 10...20$ Вт (без оплавления); 3 – $P = 30...40$ Вт (с оплавлением); 4 – $P = 70...80$ Вт; 5 – переплавленного с подложкой покрытия

вероятно, из оксидов, боридов и карбидов железа (см. рис. 2, *a*). Полностью отсутствуют частицы карбида бора в "чистом" виде, поры и слоистость металла. Образовавшиеся при переплавке соединения имели высокодисперсную структуру и равномерное распределение. Микротвердость этого поверхностного слоя – 11...12 ГПа. Микротвердость более глубоких слоев уменьшалась до 9,5...10,5 ГПа и менее (рис. 4).

Высокая микротвердость первого слоя обусловлена, вероятно, образованием карбидов и боридов в расплавленном состоянии матрицы, а также быстрым наклепом и пластическим деформированием за счет термических напряжений при последующем быстром охлаждении расплава окружающей средой [5, 9]. При удалении от поверхности и уменьшении термического воздействия происходит переплавление материала с частичным сохранением исходных гетерофазных компонентов, о чем свидетельствует уменьшение содержания карбида бора до 4...6 % об. (рис. 5).

Интересно отметить, что микротвердость, определенная по правилу смесей (1), изменялась незначительно в связи со снижением объемного содержания ДФ и ростом твердости матрицы (см. рис. 4, *б*). Повышение микротвердости матрицы можно объяснить образованием переходных структур в окрестности частиц, состоящих из боридометаллических (Fe_xB) и карбидометаллических (Fe_xC) соединений [6].

Во втором слое изменения в структуре гетерофазного материала свидетельствовали о протекании диффузионных процессов в твердом состоянии (см. рис. 3, *б*). Сохранялась гетерофазная структура материала. Однако границы частиц ДФ размывались, что свидетельствовало о протекании гетерохимических реакций, укрепляющих связь между компонентами композита. В матрице композита происходило "залечивание" мелких пор. Микротвердость матрицы КЭП была 6...8 ГПа. Нужно отметить, что микротвердость

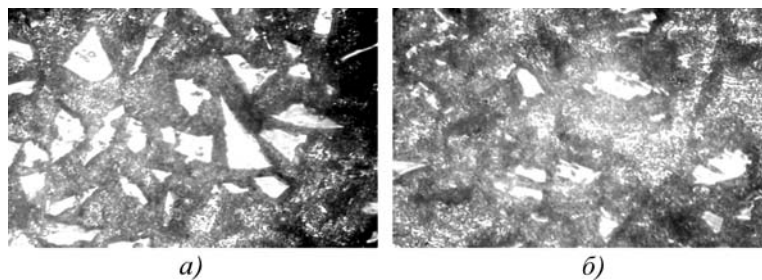


Рис. 5. КЭП железо–карбид бора ($\times 900$):
a – до лазерной обработки; *б* – после лазерной обработки

КЭП, рассчитанная по правилу смесей, составляла 11...13 ГПа (см. рис. 4).

В третьем слое ввиду незначительного теплового воздействия из-за рассеяния тепловой энергии видимых изменений в структуре КЭП не наблюдалось. Микротвердость слоя была на уровне микротвердости покрытия до лазерной обработки. Вместе с тем в данном слое происходили изменения микроискажений кристаллической решетки, которые обусловлены миграцией вакансий к свободным поверхностям и границам зерен и аннигиляцией на них, выходил из осадка протонированный и молекулярный водород, разлагались и мигрировали из покрытия гидроксиды железа и другие хемосорбированные соединения [2, 3].

В зоне обработки КЭП без оплавления поверхности можно выделить слои с преобладанием структурных и фазовых изменений в твердом состоянии. Максимальная микротвердость (7,5...8,5 ГПа) наблюдалась в поверхностном слое КЭП. Микротвердость, рассчитанная по формуле (1), находилась в пределах 11...13 ГПа.

В зоне полного переплавления покрытия с основой исчезала граница раздела между покрытием и основой. В связи с высокой интенсивностью нагрева легирующие элементы и покрытие, вероятно, частично выгорали. Неравномерность нагрева и высокая скорость охлаждения приводили к возникновению поперечных трещин, выходящих на поверхность покрытия. Микротвердость такого слоя была ниже микротвердости матрицы КЭП до лазерной обработки (см. рис. 4, *a*).

Анализируя изложенное выше, можно сказать, что с помощью лазерной обработки можно обеспечивать необходимое термическое воздействие на покрытие, управляя мощностью и расстоянием между пятнами обработки в двух измерениях. При этом желательно получение структуры композита второго слоя, как наиболее полно отвечающей правилу Шарпи для антифрикционных материалов. Однако окончательный вывод о желаемой структуре можно сделать по результатам испытаний износостойкости КЭП.

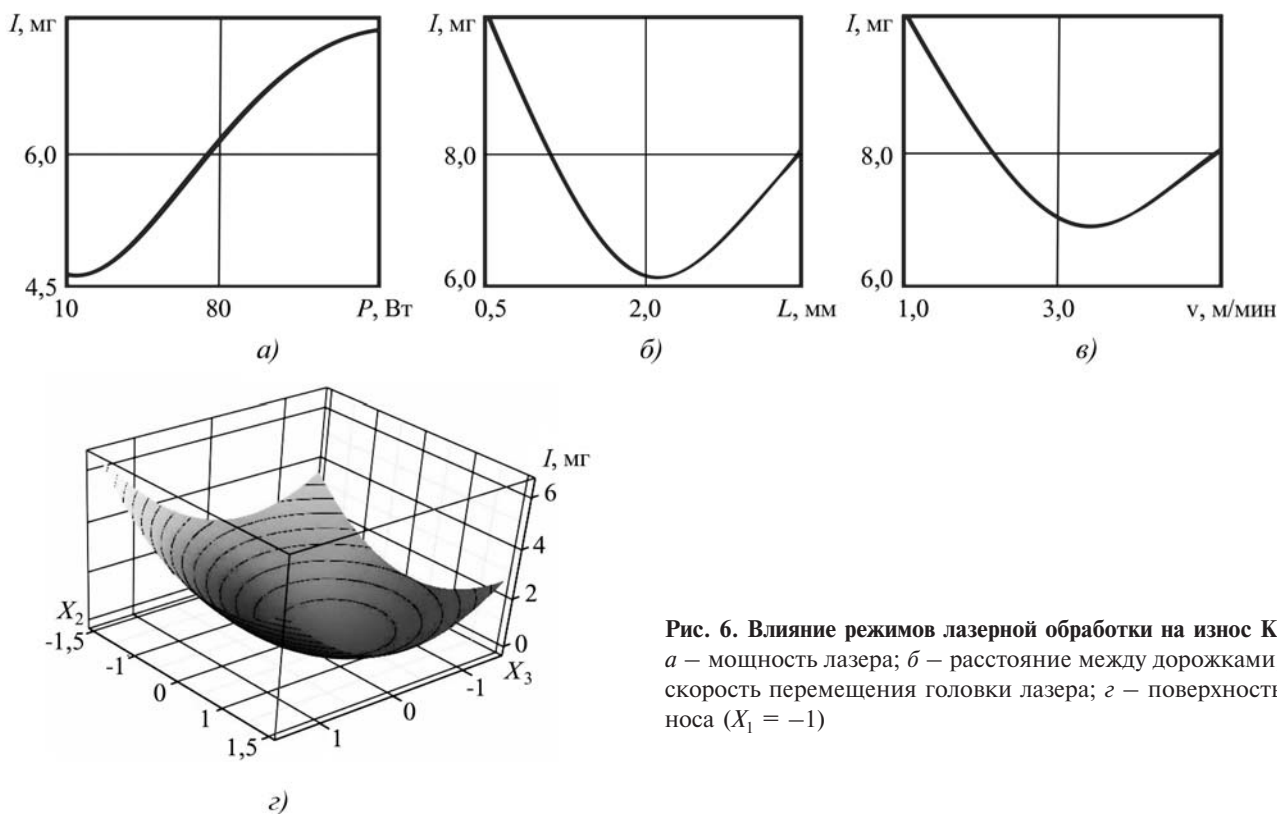


Рис. 6. Влияние режимов лазерной обработки на износ КЭП:
a – мощность лазера; *б* – расстояние между дорожками; *в* – скорость перемещения головки лазера; *г* – поверхность износа ($X_1 = -1$)

Исследования по влиянию режимов лазерной обработки на износостойкость КЭП позволили получить уравнение регрессии, адекватно описывающее зависимость износа покрытия от параметров лазерной обработки (мощность излучения – X_1 ; скорость перемещения лазерной головки по поверхности – X_2 ; расстояние между параллельными дорожками – X_3):

$$I = 6,24 + 0,59X_1 - 0,52X_2 - 0,76X_3 - 0,12X_1^2 + 0,9X_2^2 + 0,99X_3^2 - 1,09X_1X_2 - 1,21X_1X_3 + 0,16X_2X_3.$$

Анализ полученных данных показал, что режимы термического воздействия в твердом состоянии обеспечивают наилучшую износостойкость покрытий. В условиях опыта наименьший износ был у образцов без оплавления поверхности. В этих условиях износостойкость КЭП повышалась в 1,5–2 раза. Вместе с тем обработка покрытий с оплавлением поверхности давала худшие результаты.

Установлены оптимальные режимы лазерной обработки: мощность излучения – 10...20 Вт; скорость перемещения лазерной головки – 1,3...1,5 м/с; расстояние между дорожками – 1,8...2,0 мм (рис. 6). При такой обработке на поверхности КЭП формировалась структура, характерная для второй зоны.

Таким образом, высокую износостойкость и микротвердость восстановленных КЭП деталей можно получить поверхностной обработкой лучом лазера на глубину 0,05...0,1 мм при режимах, наиболее благоприятных для протекания гетерохимических реакций между компонентами композита.

Выводы

Наибольшей износостойкостью обладали КЭП после лазерной обработки, сохранившие гетерофазную структуру. Частицы наполнителя, прочно сцепленные с матрицей, выступают в качестве площадок контакта и барьеров при прямом разрушении поверхности, распределяя напряжения в глубину покрытия. Образующийся при полном переплавлении покрытия с основой новый материал имеет высокую прочность сцепления, но вместе с тем обладает низкой микротвердостью и износостойкостью.

При поверхностной обработке лазером высокую твердость и износостойкость приобретает лишь по-

верхностный слой металла, не превышающий 0,05...0,1 мм, чего в подавляющем числе случаев вполне достаточно, так как максимальные напряжения и допустимый износ определяются именно характеристиками поверхностного слоя детали.

При такой обработке значительно снижаются затраты энергии, необходимой для нагрева лишь поверхностного слоя. Кроме того, применение поверхностной обработки способствует снижению вероятности разрушения детали в процессе динамических нагрузок, поскольку покрытия будут обладать значительно меньшими внутренними напряжениями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сайфулин Р.С. Неорганические композиционные материалы. М.: Химия, 1983. 304 с.
2. Гурьянов Г.В. Электроосаждение износостойких композиций. Кишинев: Штиинца, 1986. 240 с.
3. Бородин И.Н. Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1982. 141 с.
4. Петров Ю.Н., Гурьянов Г.В., Бобанова Ж.И. Электролитическое осаждение железа. Кишинев: Штиинца, 1990. 195 с.
5. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
6. Ворошнин Л.Г. Борирование промышленных сталей и чугунов: справочное пособие. Минск: Беларусь, 1981. 205 с.
7. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / под ред. В. Шатта. М.: Металлургия, 1983. 520 с.
8. Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белащенко В.Е. Нанесение покрытий плазмой. М.: Наука, 1990. 215 с.
9. Бахарев М.С. и др. Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1988. 224 с.
10. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Повышение износостойкости деталей машин композиционными электрохимическими покрытиями // Тракторы и сельхозмашины. 2009. № 10. С. 39–42.
11. Юдина Е.М. Повышение ресурса восстановленных деталей сельскохозяйственной техники композиционными гальваническими покрытиями на основе железа: автореф. дисс. ... канд. техн. наук. Кишинев, 1993. 21 с.
12. Юдин М.И. Планирование эксперимента и обработка его результатов. Краснодар: КГАУ, 2004. 239 с.
13. Богомолова Н.А. Практическая металлография. М.: Высшая школа, 1982. 272 с.



Б.Я. Мокрицкий (ГОУ ВПО "Комсомольский-на-Амуре
государственный технический университет")
E-mail: boris@initkms.ru

Управление работоспособностью металлорежущего инструмента путем нанесения покрытий, механической упрочняющей обработки и контроля качества

Приведены сведения о конструкциях покрытий и методах их нанесения на металлорежущий инструмент, а также сведения о методах оценки качества инструмента и прогнозирования его работоспособности.

Ключевые слова: работоспособность инструмента, покрытие, контроль качества, трещиностойкость, прочность сцепления.

There are data of constructions of coverings and methods of their plating on the metal-cutting tool, as well as data of methods of quality rating of the tool and forecasting its working capacity.

Keywords: working capacity of tool, covering, quality control, crack growth resistance, bond resistance.

Введение

Во второй половине прошлого века А.С. Верещака, С.Н. Григорьев, В.П. Табаков, Б.Н. Арзамасов и другие ученые показали, что нанесение покрытий на быстрорежущий и твердосплавный инструмент существенно повышает его работоспособность при обработке типовых конструкционных материалов. В промышленности это снижает затраты на инструмент, позволяет повысить производительность и качество обработки. Область применения, состав, конструкция покрытий и метод их нанесения являлись новым научным направлением.

Однако перестроечные процессы в нашей стране тормозили развитие этого направления, привели к разрушению ряда научных школ и инструментальных предприятий.

На мировом рынке инструмента утвердилась фирма "Сандвик Коромант", которая выпускает быстрорежущий и твердосплавный инструмент широчайшей номенклатуры, в том числе с покрытиями. Техническая политика фирмы в области покрытий своеобразна. На инструментах наносят однослойные и многослойные покрытия нитрида, карбида и карбонитрида титана, оксида алюминия. Данные покрытия технологичны при массовом изготовлении инструмента, но эффективность применения только этих покрытий для всего диапазона обрабатываемых материалов сомнительна.

Постановка задач исследования

Условия эксплуатации инструмента определяют механизм его разрушения и изнашивания. Для повы-

шения сопротивляемости инструментального материала должен существовать тот или иной прием его упрочнения, в том числе в виде покрытий. Так как групп инструментальных материалов несколько, а условия эксплуатации инструмента и тип обрабатываемого материала различны, то должен быть набор (комплекс) приемов повышения работоспособности и методов диагностирования работоспособности или оценки свойств инструментального материала.

В данной работе была предпринята попытка найти ответ на вопросы:

- Оправдано ли применение покрытий иного состава и конструкции?
- Оправдано ли управление свойствами материала за счет комбинирования методов осаждения покрытий?
- Нужно ли упрочнять покрытие?
- Как можно упрочнять режущую керамику и сверхтвердые материалы (СТМ)?
- Как оперативно оценивать и прогнозировать работоспособность инструмента?

Методика проведения исследований

Структурно-логическая схема работы состоит в следующем. Для данного инструментального материала при конкретных условиях эксплуатации выявляется преобладающий механизм разрушения. Для его подавления или минимизации выбирается метод упрочнения инструментального материала. Под выбранный метод упрочнения разрабатывается технологический прием изготовления инструмента, обеспечивающий рост эксплуатационных или физико-механических свойств материала инструмента, и, в

частности, методика оценки свойств и прогнозирования работоспособности.

В основу исследования механизма разрушения и методики оценки свойств инструментального материала положены методы внутреннего трения, экзoeлектронной и акустической эмиссии.

Примеры решений по повышению работоспособности твердосплавного инструмента

Возможности повышения работоспособности режущего твердосплавного инструмента за счет оптимизации состава материала по известному единству "состав–структура–свойства" во многом исчерпаны. Несомненно, что наноструктурирование материалов даст рост работоспособности инструмента, но во главу решений по повышению работоспособности все больше выходит технология получения материала, т.е. "состав–структура–свойства" вытесняется единством "состав–структура–технология–свойства".

Исследования показали, что повышение работоспособности твердосплавного инструмента возможно без нанесения покрытий, нанесением покрытий и путем упрочнения покрытий.

Примеры повышения работоспособности твердосплавного инструмента без покрытий. Твердосплавный инструментальный материал представляет собой сложную гетерогенную систему, разрушение и изнашивание которой может происходить по различным механизмам и на различных уровнях иерархии структур.

Технология спекания и заточки твердосплавного инструмента не обеспечивают необходимой термической устойчивости сформировавшихся структур в силу того, что значительно более высокие температуры эксплуатации инструмента вынужденно приводят к изменению (эволюции) достигнутого при изготовлении состояния.

С целью стабилизации структур в поверхностном слое и интенсификации диффузионных процессов в объеме твердосплавной пластины наряду с выравниванием уровня напряжений предложен [1] способ термомеханического упрочнения твердосплавного инструмента, представляющий собой упрочняющую термопластическую обработку. Она основана на комплексном (силовом и тепловом) воздействии на инструмент.

Процесс упрочнения реализуется алмазной заточкой инструмента, находящегося в нагретом состоянии. Оптимальная температура нагрева для сплавов группы ВК около 773 К, для сплавов группы ТК — около 873 К. Реализация упрочняющей термопластической обработки возможна на заточном или шлифовальном станке с применением специальной оснаст-

ки для нагрева и крепления инструмента, предпочтительно сменных многогранных пластин.

Анализ микрофотографий показывает, что поверхность инструмента после термозаточки более стабильная, нет явно выраженных борозд (следов воздействия алмазного круга), меньше вырывов зерен и связки, нет сдвигов группы зерен и их раскола. Более тщательные электронно-фрактографические исследования показывают, что при термозаточке происходит "залечивание" дефектов (вырывов, микротрещин) твердого сплава, формируется текстура, на поверхности формируются высокопрочные оксиды TiO_2 , WO_3 .

Исследование процесса развития трещин показывает, что доля хрупкого разрушения (от зерна к зерну) уменьшается, а доля вязкого (по связке) разрушения возрастает. Это и наличие текстуры ведет к многократному изменению направления роста трещины, что в целом снижает ее скорость роста. Повышение сопротивляемости разрушению связано с повышением однородности структуры в поверхностных слоях и формированием термодинамически устойчивой дислокационной структуры.

Поверхностное упрочнение проявляется в существенном приросте микротвердости. Объемное упрочнение заметно при оценке вязкости разрушения K_{IC} , т.е. происходит рост сопротивляемости трещинообразованию. Эффективность упрочнения инструмента алмазной термозаточкой подтверждается данными:

Обрабатываемый материал	Сталь 45	ВТ3	ВТ20
Износ [*] , мм	0,5	0,65	0,72
Износ ^{**} , мм	0,23	0,38	0,30

Износ по задней грани твердосплавного инструмента ВК8 при: *традиционной алмазной заточке; **предложенной алмазной термозаточке.

Внедрение термозаточки в условиях завода "Амурлитмаш" позволило применять твердосплавный инструмент при обработке по литейной корке заготовок деталей дробеметных машин, чего до термозаточки не удавалось осуществить из-за низкой хрупкой прочности твердосплавного инструмента.

Комбинированный способ упрочняющей термопластической обработки разработан на основе совмещения термопластической и химико-термической обработки твердых сплавов. Суть способа в том, что термозаточка реализуется в азотсодержащей газовой среде, призванной обеспечить дополнительную стабилизацию дислокационных структур и нейтрализовать (снизить) протекание окислительных разрушающих воздействий окружающей среды на формируемые при термозаточке поверхности инструмента.

Таблица 1

Сравнительные испытания работоспособности инструмента, подвергнутого различным видам упрочняющей термопластической обработки

Вид упрочнения	Количество обработанных деталей	Относительное повышение работоспособности
T15K6 (в состоянии поставки)	26	1,0
T15K6 + термозаточка	39...41	1,5
T15K6 + термозаточка в азотосодержащей среде	60...69	2,7
T15K6 + TiN	32...40	1,4

Примечание. Данные приведены для токарной обработки в жестких условиях (сталь 45Л, поверхность получена методом свободнойковки с большими колебаниями припуска), где часто наблюдались сколы пластин (в состоянии поставки).

Результаты сравнительных испытаний приведены в табл. 1.

Примеры повышения работоспособности твердосплавного инструмента за счет комбинирования методов нанесения покрытия. Использованы достоинства методов газотермического (ГТ) осаждения покрытия из газовой фазы и нанесения покрытия конденсацией с ионной бомбардировкой (КИБ). Метод КИБ технологичен и может быть реализован на оборудовании предприятия, использующего режущий инструмент. Основным достоинством метода ГТ является обеспечение высокой прочности сцепления покрытия с основой.

Работоспособность покрытий и инструмента может быть заметно повышена, если после осаждения покрытия методом ГТ дополнительно нанести покрытие методом КИБ. Дело в том, что нитридные покрытия (проще получать методом КИБ) обладают пластичностью, что очень важно для поверхностных слоев покрытия. Более того, метод КИБ обеспечивает выполнение промежуточных слоев, выполняющих демпфирующую функцию и повышающих сцепление твердых слоев покрытия между собой за счет обеспечения материалом мягкого слоя химической совместимости твердых слоев. Дополнительной возможностью метода КИБ является простота получения композиционных покрытий, полученных при одновременном испарении катодов, выполненных из разных металлов.

Композиционный состав покрытия позволяет удовлетворять одновременно различные требования к покрытию. Так, например, в ряде случаев компози-

ционное покрытие (Ti,Mo)N эффективнее покрытия TiN либо MoN. Этот подход реализован при компримиссе свойств инструмента с покрытием за счет последовательного осаждения слоев покрытия методом ГТ, затем КИБ, т.е. реализован технологический прием ГТ+КИБ.

Технологический прием ГТ+КИБ+ГТ использует метод КИБ для нанесения "мягкого" промежуточного слоя из металла между двумя "твердыми" слоями покрытия, осаждаемых методом ГТ.

Технологический прием КИБ+ГТ+КИБ использует метод КИБ для осаждения "мягкого" металлического слоя на основу и повторно применяют метод КИБ для осаждения "мягкого" слоя поверх "твердого" (осаждаемого методом ГТ) для "залечивания" дефектов "твердого" слоя и его энергетической стабилизации.

Рассмотрим указанные решения по упрочнению твердосплавного инструмента совокупностью методов ГТ+КИБ. Методом ГТ осаждали слой TiC, затем слой TiV₂ и затем методом КИБ – слой композиционного покрытия (Ti,Mo)N. Толщина каждого из слоев около 2 мкм. Верхний (нитридный) слой нанесен для повышения пластичности покрытия и улучшения теплоотвода в глубь объема инструмента.

Покрытие разработано для обработки титановых сплавов, поэтому нитридный слой выполнен композиционным, т.е. в его составе присутствуют нитриды молибдена. Оптимизация соотношения нитридов титана и нитридов молибдена показала, что целесообразно наличие нитридов молибдена в количестве 35...45 %.

Важным оказался также вопрос выбора толщины нитридного слоя покрытия. Суммарная толщина покрытия для операции фрезерования не превышала 5...8 мкм. Толщины слоев TiC и TiV₂ выбраны по 2 мкм исходя из технологических особенностей. Для выбора толщины слоя (Ti,Mo)N проведены сравнительные стойкостные испытания (табл. 2) при фрезеровании сплава VT20 со скоростью резания 1,3 м/с; подачей 0,15 мм/зуб и глубиной 2 мм.

На твердосплавную основу методом ГТ осаждали слой TiC. Затем методом КИБ осажден слой металла Me (либо несколько подслоев из разных металлов). Проводили его ионное азотирование и осаждали слой нитрида металла. Ионное азотирование осуществляли для обеспечения более полного протекания диффузионных процессов между слоем нанесенного методом КИБ металла и слоем TiC. Применение ионного азотирования слоя металла в покрытии повысило работоспособность при обработке инструментальной стали У8А до 1,7 раза.

Промежуточный металлический слой между карбидным (ГТ) и нитридным (КИБ) слоями выполнен

Влияние толщины нитридного покрытия на стойкость инструмента (до износа 0,4 мм)

Инструмент	TiC (3 мкм)+ +TiB ₂ (3 мкм)	TiC (2 мкм)+ +TiB ₂ (2 мкм)+ +TiN (2 мкм)	TiC(2 мкм)+TiB ₂ (2 мкм)+(Ti,Mo)N при толщине последнего слоя, мкм				
			1,0	1,5	2,0	2,5	3,0
Период стойкости, мин	22	32	42	44	45	42	38

Примечание. Материал инструмента ВК8.

состоящим из нескольких подслоев, из разных металлов: нижний подслой – из титана для обеспечения химического родства со слоем TiC; верхний подслой – из циркония для обеспечения химического родства с нитридным слоем ZrN; средний подслой – из молибдена для обеспечения химического родства с нитридным слоем, средний подслой – из молибдена для обеспечения удовлетворительной растворимости одновременно с титаном и цирконием (рис. 1).

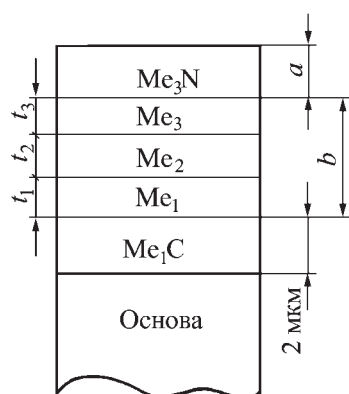


Рис. 1. Схема конструкции покрытия

Максимальная работоспособность инструмента при обработке конструкционных и инструментальных сталей обеспечивается при следующем соотношении толщин слоев: толщина слоя карбида Me₁ (карбид титана, осажденный методом ГТ) составляет порядка 2 мкм (объяснение дано ранее); подслоя этого же металла Me₁ выполнен с максимальной толщиной среди всех подслоев металлов, т.е. $t_1 = t_{max} = 0,1...1$ мкм; толщины среднего подслоя металла Me₂ и верхнего подслоя металла Me₃ выбраны из одновременного удовлетворения требованиям $b = (1,2...3,0)t_1$

(где большее значение интервала соответствует меньшему значению t_1) и $b = (0,1...1,1)a$ (где большее значение интервала соответствует большей толщине a верхнего нитридного слоя Me₃N покрытия).

Толщина a верхнего слоя покрытия выбрана из условия трещиностойкости и не превышения общей толщины покрытия 7...12 мкм. Лучшие показатели работоспособности по трещиностойкости были получены при исполнении покрытия на ВК8 по следующей конструктивной схеме: ВК8 + TiC (ГТ; 2 мкм) + Ti (КИБ; 0,8 мкм) + Mo (КИБ; 0,2 мкм) + Zr (КИБ; 0,4 мкм) + ZrN (КИБ; 3 мкм).

В качестве примера на твердосплавную основу наносили слой TiC методом ГТ, затем его подвергали ионному азотированию и методом КИБ наносили слой металла и слой нитрида металла. Ионное азотирование карбидного слоя проводили для термической стабилизации и обеспечения протекания диффузионных процессов между основой и покрытием. Применение ионного азотирования повысило работоспособность инструмента в 1,5–1,7 раза.

Более простой технологический прием реализации совокупности ГТ+КИБ использован в решении, где покрытие исполнено по схеме TiC + Zr + ZrN. Влияние толщины слоев покрытия на работоспособность инструмента показано в табл. 3 для торцевого фрезерования стали У8А со скоростью 250 м/мин; подачей 0,21 мм/зуб; глубиной 2 мм.

Часть решений основана на сочетании методов КИБ + ГТ, т.е. перед нанесением слоя TiC (ГТ) на основу предварительно наносят слой металла (Ti либо

Износ инструмента за 10⁵ циклов нагружения

Покрытие	TiC	TiC+ZrN	TiC+Zr+ZrN	TiC+Zr+ZrN	TiC+Zr+ZrN
Толщина слоев, мкм	5	3+4	3+1+4	3+1,5+4	3+0,5+4
Износ h_3 , мм	0,56	0,42	0,21	0,23	0,36

Примечание. Примечание см. к табл. 2.

Мо) методом КИБ. Наличие слоя металла на основе перед реализацией метода ГТ практически исключает образование η-фазы и улучшает диффузионное взаимодействие между основой и слоем TiC. Дополнительно на слой TiC наносят (с промежуточным "мягким" металлическим слоем либо без такового) слой Al₂O₃, т.е. рабочий слой покрытия выполняется твердым и с низким коэффициентом трения.

Оригинальной особенностью этого решения является нанесение методом КИБ на слой Al₂O₃ слоя чистого металла (молибдена), т.е. покрытие представляет собой следующую конструкцию: Mo (КИБ) + TiC (ГТ) + Al₂O₃ (ГТ) + Mo (КИБ).

Верхний слой покрытия из чистого металла выполняет функцию заполнителя в порах и в микротрещинах слоя Al₂O₃, образующихся в процессе осаждения Al₂O₃, т.е. основная функция верхнего металлического слоя – залечивание дефектов рабочего слоя. Дополнительная функция состоит в заделывании трещин, образующихся в Al₂O₃ при резании, и выполнении роли твердой смазки в период приработки. В этом смысле верхний слой покрытия можно на-

зывать защитным. Толщина этого слоя более 1,5...3,0 мкм оказывается нецелесообразной.

Для увеличения защитных свойств слой молибдена может переходить в тонкий нитридный слой. Эффективность применения этого решения для операции торцевого фрезерования отражена ниже для одинаковых условий резания в сравнении с периодом стойкости инструмента VK8 + TiC (ГТ; 2,5 мкм) + Al₂O₃ (ГТ; 1,5 мкм) + TiN (КИБ; 1,5 мкм):

Толщина верхнего слоя, мкм	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0	3,5
Относительное повышение работоспособности	1,2	1,4	1,4	1,5	1,4	1,4

Выше показаны лишь отдельные примеры повышения работоспособности твердосплавного инструмента за счет нанесения покрытий той или иной конструкции тем или иным способом. Представление о всем комплексе разработанных решений дает табл. 4.

Упрочнение инструмента с покрытием. Покрытие инструментальной основы обладает различными де-

Таблица 4

Приемы управления работоспособностью твердосплавного инструмента с покрытием

Путь решения	Подготовка основы под нанесение покрытия				Управление свойствами в процессе нанесения покрытия			Проектирование конструкции, состава и метода нанесения покрытия					Улучшение свойств покрытия упрочнением	
	Активация и пассивация поверхности		Легирование поверхности											
Средство решения	Алмазная термообработка в газовой среде	Азотирование	Азотирование+вибрационная обработка	Бором; ионами металла; ионным борированием; ионным силицированием	Азотирование покрытия	КИБ+ГТ	ГТ+КИБ	сложносоставные композиционные	на основе	промежуточные	вверху*	внизу*	Лазерное	Термомеханическое
Сведения о защите решения	А.с. СССР 1319424	А.с. СССР 1364764	А.с. СССР 1351154	А.с. СССР 1397628	А.с. СССР 1322605	А.с. СССР 1367629	А.с. СССР 1302074	А.с. СССР 1364767	А.с. СССР 1324325	А.с. СССР 1322605	А.с. СССР 1354557	А.с. СССР 1407086	А.с. СССР 1353621	А.с. СССР 1292995
		1394746		1436347	1446769			1372978	1368499	1361164	1324325		1365393	
		1401726		1446769	1466261			1383821	1388620	1364557	1342047	1383621		
				1412370					1385641	1354764	1372976			
									1394746	1383620	1355393			
									1401726	1383621	1394745			
									1413839	1384745	1413539			
									1436347	1401726	1446769			
									1466361	1413838	1466261			
									1468002	1446768				
										1466261				

* Многослойные, в том числе с "мягкими" слоями в покрытии.

Износ инструмента

Состояние инструмента	Износ, мм, инструмента с покрытием				
	ВК8 + TiN	ВК8 + TiC	T15K6 + TiN	ВП1255	T5K10 + TiN
Без упрочнения	0,62	0,68	0,52	0,25	0,74
После термопластического упрочнения	0,32	0,42	0,24	0,12	0,58
Относительное повышение износостойкости после упрочнения	1,9	1,6	2,1	2,0	1,3

фектами, влияющими на работоспособность инструмента. Релаксацию внутренних напряжений в поверхностных слоях инструмента обеспечивает лазерное термоупрочнение (см. табл. 4). Его можно осуществлять циклическим или непрерывным воздействием лучом лазера с обеспечением необходимой температуры нагрева на нужной глубине. Чем больше разница в термостойкости материала покрытия и материала основы, тем выше уровень напряжений на границе основа–покрытие, тем больше необходимость в релаксации этих напряжений и эффект повышения работоспособности инструмента от воздействия лазера.

Этот же эффект можно получить при термомеханическом воздействии на инструмент тем или иным методом (см. табл. 4). Например, воздействие вращающейся металлической щетки на нагретый инструмент с покрытием повышает работоспособность инструмента. Варьирование материала щетки не выявило существенного влияния на работоспособность, т.е. роль твердой смазки материала щетки на инструменте незначительна. Варьирование режимами такого термопластического упрочнения позволило выявить оптимальные условия упрочнения. Для нитридных покрытий: температура около 673...773 К; число оборотов щетки 1200...1600 об/мин; подача 80...100 мм/мин; число проходов – 2...3; усилие прижима щетки 60...100 Н. В табл. 5 приведен пример для торцевого фрезерования стали 45 при скорости 157 м/мин; подаче 0,2 мм/зуб и глубине 2 мм.

Наибольший эффект предложенные методы показали при обработке по корке, резании труднообрабатываемых материалов, в условиях прерывистого резания.

Упрочнение инструмента из режущей керамики и СТМ

Недостаточная работоспособность инструментов из этих материалов объясняется несовершенством состава и структуры материалов. Но во многом она оп-

ределяется теми дефектами, которые привносятся в процессе заточки инструмента, его размерной обработки, обработки фасок и галтелей. Компенсировать эти несовершенства и дефекты частично можно путем упрочняющей термообработки и "залечивания" дефектов [2–4].

С помощью термообработки производится повышение объемной прочности пластины за счет снятия и перераспределения напряжений в пластине, выравнивания дислокационной структуры и завершения диффузионных процессов. "Залечивание" режущей керамики осуществляется посредством удаления (при азотировании и ионной очистке) наиболее разрушившихся при алмазной заточке микрообъемов и путем нанесения покрытий.

Установлено, что термообработка на воздухе не дает заметного повышения работоспособности в силу того, что связка и зерна упрочняющей фазы, активно взаимодействуя с воздухом при нагреве, образуют на поверхности соединения с низкой энергоемкостью, кислород проникает в поры поверхностного слоя и образует оксиды, выполняющие функцию расклинивания в порах и вызывая коробление и вспучивание поверхности. Поэтому термообработку целесообразно проводить в защитной среде либо в вакууме.

Так, например, повышение работоспособности достигается путем повышения объемной прочности режущей керамики за счет термообработки, а повышение трещиностойкости – путем последующей химико-термической обработки. Термообработку проводят в вакууме при соответствующем режиме (1100...1400 К в течение 20...40 мин). Химико-термическую обработку осуществляют азотированием как заключительный этап термообработки.

Роль ионного азотирования состоит в легировании связки и иницировании выкрашивания наиболее разрушенных при заточке зерен. Механизм выкрашивания состоит в том, что внедрение азота наиболее интенсивно происходит в предварительно разрушенные при заточке микрообъемы (расколотые зерна, границы зерен). Это ведет к разрушению гра-

ниц зерен и снижению сил их сцепления. Трансформация напряженного состояния таких зерен ведет к их короблению, размельчению, выкрашиванию с поверхности, т.е. часть разрушенных зерен заранее удаляется с поверхности пластины. В результате такого "залечивания" дефектов повышается сдвиговая устойчивость и, соответственно, трещиностойкость керамики.

Совокупное воздействие термообработки и ионного азотирования обеспечивает повышение работоспособности режущей керамики. Так, при токарной обработке спецчугуна (сложнолегированный, 45...48 HRC, обработка по корке, резание на "удар") достигнуто существенное повышение работоспособности при скорости резания 167 м/мин; подаче 0,3 мм/об; глубине 1,5 мм. Период стойкости режущей керамики до износа 0,5 мм или скола пластины приведен ниже:

Состояние инструмента	ВОК-71	ВОК-71 + термо- обработка	ВОК-71 + термо- обработка + ион- ное азотирование
Период стойкости, мин.	5	12	23

Режущую керамику после термообработки подвергали "залечиванию" дефектов путем нанесения покрытия. Покрытие выполняли из чистого металла (циркония, ниобия). При его нанесении реализуется микролегирование связки и заделывание трещин и пор в поверхностном слое. Толщины подслоев чис-

Состояние инструмента	ВОК-60	ВОК-60+ науг- лероживание + термообработка	ВОК-60+науглерожи- вание + термообра- ботка + ионная очи- стка	ВОК-60+ науглеро- живание + термооб- работка + ионная очистка + Zr + ZrN	ВОК-60+науглеро- живание + термооб- работка + ионная очистка + Zr + ZrN + термообработка
Период стойкости, мин	11	17	21	26	31

тых металлов незначительны: ниобий 0,2...0,5 мкм, цирконий 0,5...0,8 мкм. Периоды стойкости режущей керамики до износа 0,4 мм или скола пластины при точении закаленной стали 45 (скорость резания 250 м/мин; подача 0,21 мм/об; глубина 0,5 мм) приведены ниже:

Состояние инструмента	ВО-13	ВО-13 + термо- обработка	ВО-13 + термо- обработка + Zr	ВО-13 + термо- обработка + + Nb + Zr
Период стойкости, мин.	7	11	15	18

В другом решении на металлический слой покрытия наносили износостойкое нитридное покрытие. Износостойкое покрытие на керамике выполняет не-

сколько функций: во-первых – общепринятую роль покрытия; во-вторых – защищает мягкий слой покрытия; в-третьих – сдерживает (а на начальных этапах износа – препятствует) диффузионное взаимодействие между керамикой и обрабатываемым материалом.

В развитие указанных решений после осаждения нитридного покрытия предложено проводить дополнительную термообработку. До нанесения покрытия термообработанную основу можно подвергать науглероживанию и ионной очистке, т.е. технологическая последовательность упрочнения керамики следующая: керамика + науглероживание + термообработка + ионная очистка + слой металла + нитридное покрытие + термообработка. В таком состоянии керамику термообработывали для повышения объемной прочности. С помощью ионной очистки частично

удаляется дефектный поверхностный слой и активируется поверхность. Затем нанесли мягкий и твердый слой покрытия.

Дополнительная термообработка после нанесения покрытия позволяет снять напряжения на границе раздела основа–покрытие и инициировать диффузионные

процессы между основой и покрытием. Периоды стойкости инструмента из режущей керамики до износа 0,4 мм или скола кромки при точении стали ШХ15 (52...56 HRC) (скорость резания 120 м/мин; подача 0,1 мм; глубина 1 мм) приведены ниже:

Проведена оптимизация режимов термообработки перед нанесением покрытия, предусматривающая: нагрев – выдержку – охлаждение – нагрев – выдержку – нанесение покрытия. Такой температурный цикл обеспечивает энергетическую стабилизацию поверхности, процесс старения путем перераспределения напряжений и дислокационной структуры, что обеспечивает повышение работоспособности керамики до 2 раз и делает возможным ее применение при прерывистом резании.

Ниже приведены сведения по использованию режущей керамики в экстремальных условиях, в которых керамика обычно не используется из-за низкой прочности. Проводили точение "на удар" (обработка цилиндра с пазом) вяз-

кой специализированной стали АК-29 (32...35 HRC) со скоростями резания 70...140 м/мин; подачей 0,074...0,094 мм/об; глубиной 0,2...0,4 мм. Заготовка представляла собой цилиндр диаметром 80 мм с двумя продольными пазами.

Обычные пластины из ВОК-60 и ВОК-71 скалывались на первом же проходе. Скол вершин пластин был по объему существенным и, как правило, на всю толщину пластины. Упрочненная (термообработка, термообработка + покрытие) керамика выдерживала 3–4 прохода. Разрушение происходило сколом, но скол был чешуйчатым на глубину 0,3...0,7 мм, т.е. противоположная вершина пластины оставалась целой и могла эксплуатироваться далее.

Ужесточали режимы резания до скорости резания 250...380 м/мин и подачи 0,1...1,0 мм/об. Период стойкости снижался, но пластины работали по 2–2,5 прохода. Далее ужесточали режим резания по глубине резания. Этот параметр наиболее заметно влияет на работоспособность керамики при циклическом нагружении (резание "на удар"). Увеличение глубины до 1 мм практически не снизило период стойкости, что говорит о значительном росте объемной прочности и трещиностойкости термообработанных пластин.

Приведенные решения показывают, что термообработка режущей керамики является важным технологическим средством повышения работоспособности. Последующие технологические приемы (азотирование, очистка, нанесение покрытия) также

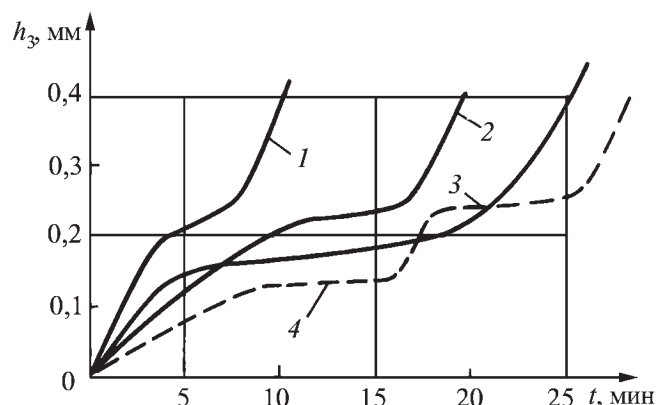


Рис. 2. Период стойкости инструмента из киборита:

1 – в состоянии поставки; 2 – с вакуумной термообработкой; 3 – с вакуумной термообработкой и металлическим слоем циркония; 4 – с ионным азотированием + (Ti,Zr) + ZrN

ных термообработкой и "залечиванием" СТМ проводили в основном на инструментальном материале с торговой маркой "киборит". Ниже приведены результаты испытания киборита при токарной обработке по литейной корке чугуна СЧ21 (230 НВ; скорость резания 300 м/мин; подача 0,1 мм/об; глубина 0,7 мм). Обработка велась до скола (зафиксирован скол только 2 режущих кромок из 26) или затупления по задней грани до 0,4 мм:

Состояние киборита	В состоянии поставки	С вакуумной термообработкой	С вакуумной термообработкой и осаждением слоя* никеля	С вакуумной термообработкой и осаждением слоев* никеля и циркония
Период стойкости, мин.	12	21	27	32

*Толщина слоев никеля и циркония 0,5 мкм.

оказывают влияние на работоспособность керамики, но вклад термообработки более значим. Это позволяет применять керамику при циклическом нагружении и значительных глубинах резания.

Инструменту из СТМ свойственна дефектность поверхностного слоя, связанная с алмазной обработкой. В силу этого предлагаемые в работе решения по повышению работоспособности инструмента из СТМ носят технологический характер и связаны с термообработкой (для перераспределения напряжений и дислокационной структуры) и с "залечиванием" поверхностного дефектного слоя путем осаждения металлических слоев.

Все предлагаемые решения связаны с повышением работоспособности инструмента из кубического нитрида бора. Оценку работоспособности упрочнен-

ных термообработкой и "залечиванием" СТМ проводили в основном на инструментальном материале с торговой маркой "киборит". Ниже приведены результаты испытания киборита при токарной обработке по литейной корке чугуна СЧ21 (230 НВ; скорость резания 300 м/мин; подача 0,1 мм/об; глубина 0,7 мм). Обработка велась до скола (зафиксирован скол только 2 режущих кромок из 26) или затупления по задней грани до 0,4 мм:

Результаты сравнительных стойкостных испытаний упрочненных инструментов из киборита при циклическом нагружении и жестко заданных условиях резания (сталь 45 закаленная; скорость резания 240 м/мин; подача 0,1 мм/об; глубина 0,5...0,8 мм; наружное точение "на удар" цилиндрической заготовки с двумя продольными пазами) приведены на рис. 2. Из рисунка видно не только повышение работоспособности упрочненного инструмента, но также изменение интенсивности износа на различных этапах работы инструмента.

Оценка свойств и прогнозирование работоспособности инструмента

Натурные испытания инструмента на работоспособность затратны, длительны и не лишены субъек-

Решения по оценке свойств инструментальных материалов и качества инструмента

Метод оценки параметра	Метод нагружения				Используемый физический метод			
	Инденитрование	Скрайбирование	Маятниковое скрайбирование	Лазерное воздействие	Внутреннее трение	Акустическая эмиссия		
Уровень защиты решения	А.с. СССР 1342227 1382175 1522913	А.с. СССР 2147735 1711569 1752060 1752059	Патент РФ 2147737 2138038 2140075 2140076	А.с. СССР 1456841 1623449	А.с. СССР 1539588	А.с. СССР 1342227 1382175 1522913 1711569 1752059 1752060 1623409 1456841 1623409		
Метод оценки параметра	Контролируемый параметр							
	Физико-механические свойства	Микротвердость	Термостойкость	Трещиностойкость материала	Трещиностойкость покрытия	Сцепление покрытия с основой	Износостойкость	Идентификация материала
Уровень защиты решения	А.с. СССР 1667497	А.с. СССР 1392447	А.с. СССР 1456841 1623409	Патент РФ 2140076 А.с. СССР 1522913	А.с. СССР 1711568 1711569	Патент РФ 2138038 А.с. СССР 1382175 1752059 1752060	А.с. СССР 1539588	Патент РФ 2140075

тивизма испытателя. Целесообразно иметь набор оперативных методов оценки эксплуатационных или физико-механических свойств инструментального материала. Для этих целей использованы методы экзозлектронной и акустической эмиссии [5–7].

Среди использованных схем нагружения инструментального материала удобен метод маятникового скрайбирования, который за один акт нагружения позволяет проследить кинетику разрушения материала на разных глубинах внедрения индентора. Установление корреляционных связей параметров акустической эмиссии с тем или иным критерием оценки свойств материала позволило разработать комплекс методов по оценке эксплуатационных или физико-механических свойств материала, а по ним – прогнозирование работоспособности инструмента. В сводном виде разработанные методы приведены в табл. 6. Методы апробированы и внедрены.

Выводы

1. Разработаны методы повышения работоспособности инструмента. Диапазон предложенных решений позволяет говорить о наличии арсенала средств

управления работоспособностью режущего инструмента. Выбор рационального средства может осуществляться применительно к конкретным условиям резания. Единственного лучшего решения нет, каждое из решений имеет свою рациональную область применения.

2. Применительно к быстрорежущему инструменту управление работоспособностью предложено осуществлять комплексом мер по упрочению основы преимущественно путем ее ионного азотирования и по нанесению покрытий специальной конструкции и состава.

3. Применительно к твердосплавному инструменту повышение работоспособности предложено обеспечивать на этапе "залечивания" дефектов твердосплавной основы за счет термомеханического упрочения; на этапе нанесения покрытий на твердосплавную основу за счет обеспечения составом и конструкцией покрытия требуемых функций; на этапе "залечивания" дефектов покрытия и улучшения их эксплуатационных свойств за счет термического или термомеханического воздействия.

4. По существу выполненных работ для твердосплавного инструмента в качестве арсенала методов

повышения работоспособности обоснованы и предложены:

– алмазная термозаточка основы, заключающаяся в термомеханическом упрочнении за счет создания и стабилизации высокопрочных структур в поверхностном слое и интенсификации диффузионных процессов в объеме твердосплавной пластины;

– термомеханическое упрочнение основы, заключающееся в силовом воздействии металлической щетки на поверхность нагретой основы;

– регулирование размера зерна в покрытии путем уменьшения размера зерна от основы к поверхности за счет уменьшения температуры нанесения покрытия или изменения состава газовой среды, из которой осаждают покрытие;

– комплексное сочетание методов (ГТ + КИБ) осаждения покрытия для получения комплекса свойств покрытия;

– многослойные покрытия с промежуточными металлическими слоями для компромисса взаимодействия нитридных или карбидных слоев;

– металлические слои покрытия для "залечивания" дефектов предшествующего слоя;

– композиционные составы покрытий;

– многослойные трещиностойкие конструкции покрытий.

5. Основным технологическим приемом по повышению работоспособности режущей керамики и

СТМ предложена термообработка и легирование при нанесении металлических покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кабалдин Ю.Г., Мокрицкий Б.Я., Семашко Н.А., Тараев С.П. Современные методы конструирования, контроля качества и прогнозирования работоспособности режущего инструмента. Владивосток: ДВГУ, 1990. 122 с.

2. Кабалдин Ю.Г., Мокрицкий Б.Я. Разрушение режущей керамики и пути повышения ее работоспособности // Известия вузов. Машиностроение. 1992. № 10–12. С. 118–126.

3. Кабалдин Ю.Г., Аникин В.Н., Мокрицкий Б.Я. Повышение надежности инструмента из оксидно-карбидной керамики // Станки и инструмент. 1989. № 6. С. 27–28.

4. Кабалдин Ю.Г., Мокрицкий Б.Я., Пронин А.И. Стойкость режущего инструмента, оснащенного керамикой и сверхтвердыми материалами // Станки и инструмент. 1991. № 12. С. 19–21.

5. Мокрицкий Б.Я., Мокрицкая Е.Б. К вопросу об управлении работоспособностью металлорежущего инструмента // Вестник машиностроения. 1998. № 12. С. 40–47.

6. Кабалдин Ю.Г., Мокрицкий Б.Я. Приборы для контроля качества инструмента // Станки и инструмент. 1990. С. 18–19.

7. Мокрицкий Б.Я., Федоров А.В., Мокрицкая Е.Б. Оценка сопротивляемости стальных изделий усталостному разрушению по критерию трещиностойкости // Известия вузов. Машиностроение. 1996. № 7–9. С. 97–108.

Óâàæàî ù á ÷èò àò áëè!

Ï õî äî ëæàòñÿ ï î äî èñèà

**í à í àó÷í î -ò áõí è÷áñèé è ï õî èçáî äñò ááí í ù é æóðí àè
"Õ Ñî ×í ß Ò ËÀ ÒÁÕ Í ÊÏ ÑÈÈ È Ì Î ÊÐÛ ÒÈß"**

Ï î äî èñèà ù á èí äáññÿ ï î èàòàèî äàì :

"Ñî ñî á÷àòù" – 85159, "Ï õáññà Ñî ññè" – 39269, "Ï î ÷àò Ñî ññè" – 60252.

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

**Ñî ññèÿ, 107076, Ì î ñéàà, Ñò õî ï ù í ñèé ï áð., ä. 4,
Ï Ï Ï "Èçàò àëüñò áî Ì àø èí î ñò õî áí èà"**

**Òæ.: (499) 269-66-00 (í õäæ ðáàèèçàòèè), (499) 268-40-77 (ðáààèèèÿ);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru**

Отчет о II Международной научно-практической конференции "Инженерия поверхностного слоя деталей машин" 27–28 мая 2010 г.

Конференция проходила в ведущем техническом вузе стран СНГ Белорусском национальном техническом университете с 27 по 28 мая 2010 г.

Проведение конференции приурочено к 85-летию со дня рождения академика О.В. Романова, 90-летию БНТУ, 60-летию КузГТУ, 55-летию кафедры "Порошковая металлургия, сварка и технология материалов" БНТУ, вносящих существенный вклад в решение проблем инженерии поверхностного слоя деталей машин.

Организаторами Международной научно-технической конференции выступили: Министерство образования Республики Беларусь, Национальная академия наук, Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь, Республиканский фонд фундаментальных исследований, Белорусский национальный технический университет, Кузбасский государственный технический университет.

На конференции было заявлено 5 пленарных и 135 секционных докладов, представленных учеными Беларуси, Польши, России, Украины, Южной Кореи, Эстонии. В работе конференции и сопутствующих мероприятиях приняли участие действительные члены Академии Наук Беларуси и специалисты промышленных предприятий, ученые, преподаватели, аспиранты, студенты старших курсов.

В рамках конференции был проведен конкурс научных разработок молодых ученых при поддержке Международного фонда Жореса Алферова.

По итогам проведения конференции было принято:

1. Издать рекомендованные оргкомитетом статьи в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия" в виде отдельного тематического номера.

2. Одобрить целесообразность организации Международного научно-технического журнала (периодического, рецензируемого сборника научных трудов) "Инженерия поверхностного слоя деталей машин" под патронажем – БНТУ и КузГТУ.

3. Рекомендовать для внедрения на предприятиях стран СНГ результатов работ по новым композиционным и наноструктурным материалам, эффективным методам комбинированного упрочнения деталей машин и нанесения многофункциональных покрытий, а также методам неразрушающего контроля ответственных изделий на основе применения современных физических методов и средств.

4. Отметить высокий научный уровень большинства представленных докладов, в том числе по докторским и кандидатским диссертациям. Созданная Международная комиссия решила наградить А.А. Кречетова, Г.В. Петришина, М.С. Махалова дипломами Международного фонда Жореса Алферова.

5. Одобрить практику проведения конференции и сопутствующих мероприятий и провести очередную конференцию в ноябре 2011 года в КузГТУ, а в мае 2012 года – в БНТУ.

6. Направить решение и труды конференции в ведущие научные организации Беларуси.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*

Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*

Сдано в набор 07.07.10 г. Подписано в печать 16.09.10 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,45. Заказ 643. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15