

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1 (61)
январь
2010

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р физ.-мат. наук,
заслуженный деятель науки РФ
В.Н. НЕВОЛИН

**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

Ю.В. ПАНФИЛОВ

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

С.В. СИДОРОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Бровер А.В., Пустовойт В.Н. О локализованных напряжениях
в лазерно-облученной поверхности металлических материалов 3

Курбанов Э.Д., Горин А.В., Горин Ю.В. Активация комбинированных структур
на основе волокон в тлеющем разряде 8

Рубштейн А.П., Трахтенберг И.Ш., Выходец В.Б., Куренных Т.Е., Ремнев Г.Е.
Изнашивание низкоуглеродистой стали, обработанной мощным ионным пучком,
в потоке твердых частиц 11

Чуфистов О.Е., Демин С.Б., Чуфистов Е.А. Микродуговое оксидирование
деталей из алюминиевых сплавов в растворах с мелкодисперсным корундом . . . 16



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Астафьева Н.А. Пластическое деформирование режущих элементов сложной
геометрии из быстрорежущих сталей 22

Глебова М.А., Корнев А.Б., Глебов В.В. Эффективность защитной
способности газотермических покрытий при высокотемпературной
эксплуатации 27

Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В. Криогенная деформация
меди 33

Федосов В.В., Федосова А.В. Межкритериальная оценка эффективности
газопламенного напыления 39



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2009 г. 45

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

№ 1 (61)
January
2010

Since 2005, January

Editor-in-Chief

Dr of Phys. Math. Sci.,
The honoured worker
of a science of the RF
V.N. NEVOLIN

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
Yu.V. PANFILOV
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
S.V. SIDOROVA
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



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Brover A.V., Pustovoyt V.N.** About the localized pressure in the lazer-irradiated surface of metal materials 3
- Kurbanov E.D., Gorin A.V., Gorin Yu.V.** Activation of composite structures based on fibres by glow discharge 8
- Rubshtein A.P., Trakhtenberg I.Sh., Vykhodets V.S., Kurennykh T.E., Remnev G.E.** Wearing of low-carbon steel which was exposed to a powerful ion beam in a flow of hard particles 11
- Chufistov O.E., Demin S.B., Chufistov E.A.** Microarc oxidation of details from aluminium alloys in solutions with fine-dyspersated corundum 16



PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Astafeva N.A.** Plastic deformation of cutting elements of difficult geometry from a high speed steel 22
- Glebova M.A., Kornev A.B., Glebov V.V.** Efficiency of a protective power thermal spray coatings for high-temperature maintenance 27
- Konkova T.N., Mironov S.Yu., Korznikov A.V.** Cryogenic deformation of copper . . . 33
- Fedosov V.V., Fedosova A.V.** Evaluation between the criteria of the effectiveness of flame spraying 39

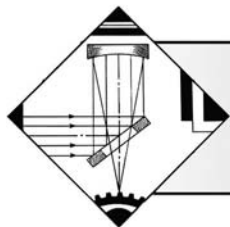


INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

- The index** of the articles published in 2009 45

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



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК: 621.373.826

А.В. Бровер, В.Н. Пустовойт
(Донской государственный технический университет)
E-mail: brover@mail.ru

О локализованных напряжениях в лазерно-облученной поверхности металлических материалов

Рассмотрены возможные механизмы возникновения термических и структурных напряжений при импульсном лазерном нагреве сталей и сплавов, приводящие к локальной пластической деформации поверхностных слоев металла. Выявлена возможность формирования в поверхностных слоях металлических материалов композиции с оптимальным сочетанием прочности, пластичности и сопротивления хрупкому разрушению.

Ключевые слова: *поверхностное упрочнение металлов, лазерное облучение, локальные напряжения.*

Possible mechanisms of occurrence of thermal and structural pressures at pulse laser heating of steels and the alloys leading to local plastic deformation of blankets of metal are considered. There is a possibility to form in surface layers of metal materials a composition with an optimum combination of durability, plasticity and resistance to fragile destruction in this article.

Keywords: *surface hardening of metals, laser irradiation, local pressures.*

Введение

Известно, что лазерное излучение в зависимости от его параметров (энергии, длительности и формы импульса), а также от теплофизических характеристик и структурного состояния обрабатываемого материала позволяет реализовать в поверхностных слоях различные процессы – оплавление, закалку из *твердого состояния* (ТС) и др. В результате эффект упрочнения материалов при лазерном воздействии достигается не только мартенситным превращением, растворением карбидов, насыщением матрицы их компонентами, микрохимической неоднородностью, но и высокотемпературным наклепом, повышением плотности дефектов кристаллического строения и пластическими сдвигами под действием напряжений, имеющих различную природу.

Подобные напряжения вызваны неравномерным нагревом смежных локальных объемов материала. Кроме того, формируются напряжения на границах зерен, блоках мозаики и других структурных элементов; напряжения, обусловленные прохождением через металл ударной тепловой волны; напряжения, вызванные неравновесными фазовыми переходами и другие виды напряжений, появляющиеся после экстремального внешнего воздействия. Все эти факторы

действуют одновременно и разделить их влияние при исследовании сталей и сплавов, подвергаемых лазерной обработке, не всегда представляется возможным.

Работа посвящена частичной оценке указанных вопросов и их возможном учете при практической реализации *лазерной обработки* (ЛО) деталей машин и инструмента.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на углеродистых и легированных сталях различного состава, а также на меди и никеле.

Импульсную лазерную поверхностную обработку осуществляли на технологических установках "Квант-16" и "Квант-18" при изменении плотности мощности излучения в пределах 80...200 МВт/м² путем дефокусировки луча (3...6 мм) и варьирования длительностью импульса излучения (3·10⁻³...6·10⁻³ с).

Просмотр микроструктур проводили на поперечных и продольных шлифах на микроскопах МИМ-7 и Neophot-21. Исследования тонкой структуры – на электронном микроскопе ЭММА-4Б при увеличениях 5000...12000 с применением двухступенчатых угольных реплик (оттенивание хромом).

Для определения величины микролокальной пластической деформации лазерно-облученных слоев определяли наблюдение и измерение величины "линий" ("ступенек") сдвига с использованием микроинтерферометра Линника (МИИ-4М).

Результаты исследования и их обсуждение

Структурные изменения в зонах лазерного воздействия происходят в условиях высоких температур и мощного теплового удара. При локальном поверхностном нагреве без оплавления поверхности сталей происходят высокоскоростная фазовая перекристаллизация и закалка тонкого наружного слоя металла с образованием термических (от неравномерного нагрева) и структурных (в результате фазовых превращений) напряжений. Под действием этих напряжений микрообъемы нагреваемой металлической поверхности, окруженные холодными стенками не нагретого металла, испытывают локальное пластическое деформирование, а также синхронно протекающие процессы динамического возврата, полигонизации и рекристаллизации, полнота протекания которых определяется скоростью нагрева и охлаждения. В эти процессы определен вклад может вносить анизотропия коэффициента теплового расширения соседних зерен, разориентированных на большие углы, и разница в объемном расширении фаз в многофазных материалах (например, в сталях).

Релаксация напряжений, возникающих в зонах лазерной обработки, происходит вследствие образования, движения и взаимодействия дислокаций. Протекают дислокационные реакции, заключающиеся во взаимодействии дислокаций разных знаков в соседних или пересекающихся плоскостях скольжения и приводящие к появлению вакансий или межузельных атомов.

Протекание локальной микропластической деформации в зоне ТС связано с увеличением плотности дефектов путем их размножения предположительно по вакансионному механизму. Определение плотности дислокаций в лазерно-облученных материалах показало, что при сверхбыстром охлаждении с высоких температур в зонах *жидкого/твердого* (Ж/Т) состояния и ТС может увеличиваться плотность дислокаций, вызванная изменением энергии дефектов упаковки. При этом изменяется время релаксации вакансий и, как следствие, появляется сильное пересыщение кристаллитов вакансиями. В первый момент охлаждения избыточные вакансии еще достаточно подвижны и могут образовывать бивакансии или более крупные стабильные скопления – дискообразные образования, параллельные плотноупакованной плоскости.

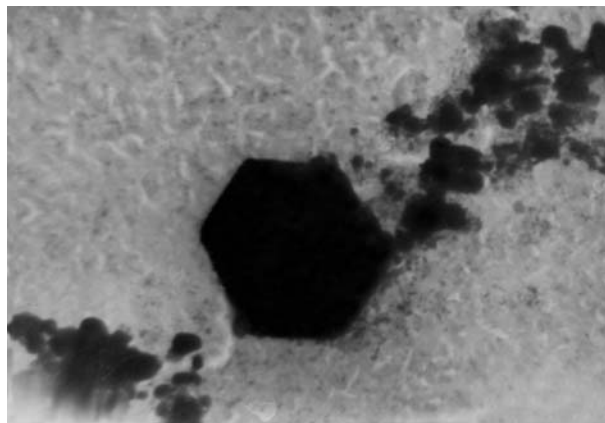


Рис. 1. Вакансионный диск (угольная реплика) на стали У8 ($\times 12000$)

При превышении некоторой критической величины диаметра подобных скоплений формируется вакансионный диск (рис. 1) толщиной в один–три слоя вакансий и возникает дефект упаковки – призматическая дислокация (сидячая дислокация Франка), имеющая форму шестиугольной призмы. Дислокация Франка сама скользить не может, но если в плоскости ее дефекта имеется частичная дислокация Шокли, то возможно объединение этих дефектов в одну единичную R -дислокацию, которая имеет возможность скользить. Наряду с источником Франка–Рида R -дислокация является весьма вероятным источником дислокаций. Плоскостью скольжения R -дислокации является плоскость семейства $\{111\}$, которая содержит и линию дислокации, и ее вектор Бюргерса, а в возможных плоскостях скольжения сегментов этой дислокации действуют разные касательные напряжения. Получается, что одни сегменты R -дислокации вообще не имеют возможности скользить, а другие малоподвижны. Поэтому сегмент, находящийся в плоскости легкого скольжения, оказывается закрепленным по концам и может действовать как источник Франка–Рида [1, 2].

Множественное поперечное скольжение – простейший и весьма эффективный механизм размножения дислокаций, так как приводит к образованию дислокационной линии большой протяженности, переходящей из одной параллельной плоскости в другую, и определяет взаимодействие дислокаций в пересекающихся плоскостях уже в начальный период деформации. Поперечное скольжение обеспечивает возможность аннигиляции отдельных дислокаций противоположных знаков, что ведет к снижению упругих напряжений.

В условиях высокотемпературной деформации возможно возникновение таких дислокационных конфигураций, в которых потоки точечных дефектов

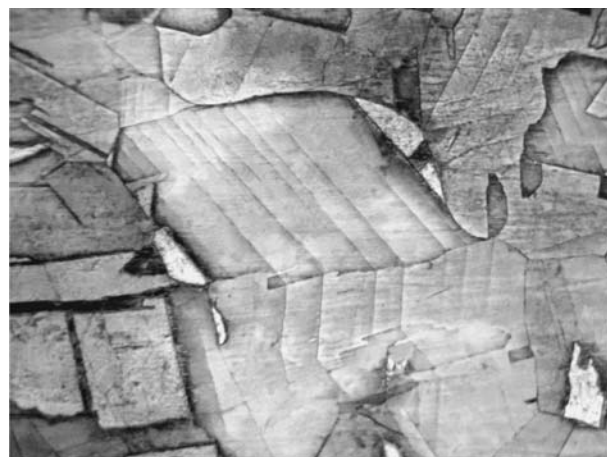
замыкаются в областях размером $\sim (\sqrt{\rho_m})^{-1}$, где ρ_m – средний диаметр дислокационной ячейки [2]. Это обеспечивает протекание процесса высокоскоростной горячей деформации при сохранении его дислокационного характера.

В ходе пластической деформации трудно воспрепятствовать взаимодействию дислокаций в одной плоскости скольжения с дислокациями других плоскостей. Дислокации, скопившиеся у препятствий, вступают во взаимодействие с другими дислокациями и дефектами из соседних плоскостей, образуя дислокационные сплетения более или менее сложной конфигурации, имеющие как плоский, так и пространственный характер. С повышением скорости и степени деформации дислокационные сплетения перераспределяются из-за повышения плотности дислокаций и создания субграниц, т.е. происходит образование ячеистой структуры, увеличивается концентрация точечных дефектов, генерируемых порогами скользящих винтовых дислокаций. Одновременно с повышением плотности растянутых дислокаций растет и количество дефектов упаковки. Ячеистая структура формируется тем раньше, чем выше энергия упаковки дефектов $\gamma_{д.у.}$

Дефекты упаковки являются центрами выделения когерентно связанных фаз (карбидов, интерметаллидов и др.) в сталях и сплавах с ГЦК решеткой. Мелкодисперсные частицы препятствуют движению дислокаций, а также способствуют их размножению. В металлах с ГЦК решеткой может иметь место химическое взаимодействие дислокаций с примесями с образованием атмосфер Сузуки, обусловленное появлением дефектов упаковки с гексагональной решеткой, растворимость примесных атомов в которых может быть больше, а энергия меньше, чем в бездефектной зоне (в основном металле) [3].

Таким образом, в зонах лазерного облучения сплавов возникает сложное напряженное состояние, которое может сопровождаться релаксационными процессами уменьшения локализованных напряжений и массопереноса. Существование локальной пластической деформации при лазерной обработке металлов доказано с помощью подбора материалов и условий облучения.

Типичными результатами проявления эффектов локальной пластической деформации в области лазерной обработки в твердом состоянии на модельных материалах, не имеющих полиморфных превращений при лазерном нагреве, является наблюдение следов пластической микродеформации, таких как линии скольжения, поворот зерен (рис. 2), появление двойников деформации и др.



а)



б)

Рис. 2. Следы локальной пластической деформации в зоне лазерного облучения:

а – следы скольжения на меди ($\times 800$); *б* – поворот зерен на никеле ($\times 700$)

Анализируя дислокационную структуру зоны *лазерной обработки* (ЛО), можно выделить следующие основные механизмы торможения движущихся дислокаций, которые отвечают за упрочнение материала:

- упругое взаимодействие дислокаций в параллельных плоскостях скольжения внутри полос скольжения и в пересекающихся плоскостях скольжения и др.;

- взаимодействие с неподвижными локальными препятствиями – включениями упрочняющих фаз и отдельными примесными атомами;

- скопления дефектов кристаллического строения в зонах ЛО, подтверждаемые рентгенографическими исследованиями, организуют сложные дислокационные ансамбли, ответственные за сложное напряженное состояние, сопровождаемое релаксационными процессами уменьшения локализованных напряжений и массопереноса.

Наблюдаемые следы множественного внутризренного скольжения и двойникования указывают на импульсный, локальный, высокоскоростной характер термопластической деформации, при котором может наблюдаться ряд особенностей: увеличивается число источников дислокаций и систем скольжения, возрастает скорость движения дислокаций в плоскостях скольжения, что может оказывать влияние на предел текучести и предел прочности. В результате образуются сложное деформированные дислокационные, дисклинационные диссипативные структуры. Наличие участков локальной пластической деформации приводит к изменению полей упругих сил в микрообъемах матрицы, к локальной анизотропии деформации атомных решеток, что способствует снижению энергетического барьера для образования зародышевого центра критического размера.

Экспериментально установлено [4], что величина пластической деформации $\varepsilon_{ск}$ при импульсной обработке составляет от 5 до 9 %. Данный эффект характеризуется множественными следами скольжения – во всех выходящих на поверхность зернах видны полосы поперечного скольжения. Уровень термических напряжений соответствует области пластической деформации, характеризуемой множественным скольжением.

Следует отметить, что при лазерной обработке сталей к факторам, способствующим появлению напряжений и локальной пластической деформации, добавляется фазовый наклеп, возникающий при полиморфных $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращениях в условиях скоростного нагрева и охлаждения. Под действием термических и структурных напряжений поверхностные слои испытывают локальное пластическое деформирование по механизмам, аналогичным *высокотемпературной термомеханической обработке* (ВТМО).

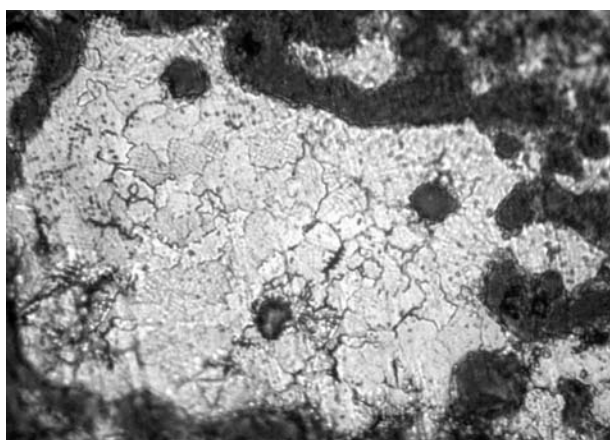


Рис. 3. Появление субструктуры при динамической полигонизации на стали 12X18H9T ($\times 800$)

Вследствие этого в процессе охлаждения после лазерной обработки можно ожидать протекание процессов динамической полигонизации или начальных стадий рекристаллизации.

Установлено, что в зоне лазерной закалки из твердого состояния независимо от того, проводили ли обработку поверхности с оплавлением или без него, наблюдаются структурные признаки этих процессов. Из-за кратковременности воздействия лазерного импульса на материал, высоких скоростей нагрева и охлаждения динамические процессы полигонизации и рекристаллизации находятся в очень жестких временных рамках и, как следствие, накладываются и конкурируют друг с другом.

Тем не менее, экспериментально наблюдаемая фрагментация зерен, образование достаточно искаженных и несовершенных субзерен в локальных объемах зон лазерной обработки выявляется очень четко (рис. 3). Обращает на себя внимание формирование развитой субструктуры, волнистость и зубчатость границ, оборванность границ и субграниц, измельчение зерен, формирование зерен вокруг включений и др. Естественно, подобная организация структуры оказывает существенное влияние на ряд механических свойств облученных металлов.

Экспериментально установлено, что в локальных микрообъемах облученных зон формируется субструктура горячей деформации – развитая полигонизованная субструктура, в которой присутствуют протяженные дефекты упаковки и участки рекристаллизованной структуры. Движущей силой процесса перераспределения дислокаций и формирования структуры полигонизации с ростом субзерен в некоторых микрообъемах является:

- повышенная плотность дефектов кристаллического строения в результате локальной пластической деформации;
- энергия дислокаций, введенных в металл при таком деформировании;
- совместное действие напряжений и температуры.

В силу высокой микролокальной неоднородности деформации следует ожидать такой же неоднородности в характере и условиях формирования центров динамической полигонизации и рекристаллизации в различных микрообъемах облученных зон материалов.

Прежде всего, возникающая в процессе лазерной обработки пространственно-временная дислокационная субструктура может быть представлена в виде трехступенчатой иерархии масштабов структур:

- *микроскопический уровень*, связанный с вкладом эволюции ансамбля структурных несовершенств на уровне субзерен, границ зерен;

– *мезоскопический уровень*, учитывающий влияние ансамбля дислокационных и дисклинационных зарядов внутри зерна;

– *макроскопический уровень*, учитывающий вклад от взаимодействия между зернами.

В частности, в процессе лазерного воздействия в переходной зоне жидко-твердого состояния происходит эпитаксиальное нарастание кристаллов на подложку основного металла. В месте сопряжения двух кристаллических решеток может возникнуть поле напряжений, обусловленное несоответствием этих решеток. Снятие возникающих напряжений возможно за счет образования в месте сопряжений дислокаций несоответствия, плотность которых тем выше, чем больше несоответствий. Высокие температуры способствуют срастанию зерен и блоков с небольшим углом разориентировки. Поверхность срастания представляет собой стенку из положительных краевых дислокаций. Системы таких стенок образуют субграницы наклона, а системы винтовых дислокаций – кручения. Вследствие протекания динамической полигонизации происходит формирование мозаичной структуры с большой протяженностью поверхности субграниц, большинство из которых является "полупроницаемыми".

Высокие температуры и непрерывно возникающие локальные напряжения в зонах облучения приводят к непрерывному наложению динамических процессов деформации, возврата, полигонизации и начальных стадий рекристаллизации.

Для сплавов с полиморфным превращением ситуация усугубляется появлением фазового наклепа. Некоторые из описываемых выше структурных изменений после лазерного нагрева отчетливо выявляются в поверхностных слоях образцов из сплавов на основе железа. В связи с тем, что аустенит характеризуется низ-

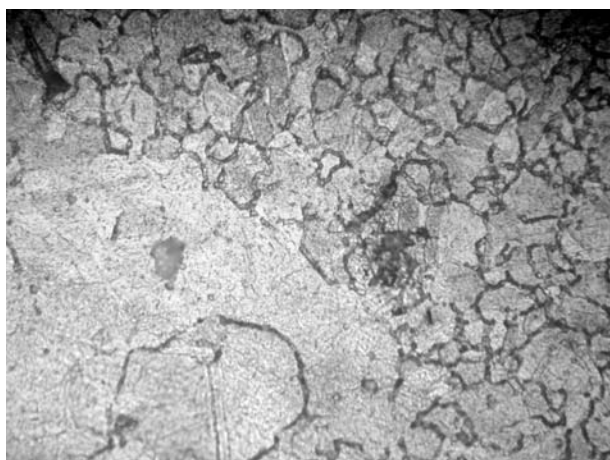


Рис. 4. Строение зоны Ж/Т стали 08X13 с фрагментацией зерен на субзерна ($\times 500$)

кой энергией дефектов упаковки и, следовательно, трудным выходом растянутых дислокаций из своих плоскостей скольжения, он сильно наклепывается, после чего может быстро рекристаллизоваться. Это явление наблюдали как в поперечном сечении образца, так и с поверхности облученного пятна.

Например, для ферритной структуры стали 08X13 характерно протекание полигонизационных процессов большей завершенности. Наравне с фрагментацией зерен на субзерна осуществлялся локальный поворот субзерен, благодаря чему некоторые субзерна укрупнялись по механизму рекристаллизации "in situ" (рис. 4). Подобные структурные метаморфозы соответствуют последовательным стадиям динамической рекристаллизации.

Выводы

При импульсном лазерном нагреве сталей и сплавов происходит высокоскоростная фазовая переориентация и закалка тонкого наружного слоя металла с образованием термических и структурных напряжений, под действием которых происходит локальное пластическое деформирование металла, а также синхронно протекающий возврат, полигонизация и рекристаллизация. В результате этого в зонах лазерного облучения формируется сложное напряженное состояние, которое может сопровождаться релаксационными процессами уменьшения локализованных напряжений и массопереноса.

В результате скоростной лазерной обработки в облученных зонах создается развитая полигонизованная структура с полупроницаемыми барьерами для движущихся дислокаций. Это создает условия для релаксации "пиковых" напряжений, возникающих при эксплуатации изделий не путем зарождения и распространения трещины, а путем эстафетной их передачи в соседние микрообъемы. Таким образом, появляется возможность формировать в поверхностных слоях металлических материалов композицию с оптимальным сочетанием прочности, пластичности и сопротивления хрупкому разрушению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И., Розин К.М. Кристаллография и дефекты кристаллического строения металлов. М.: Металлургия, 1990. 335 с.
2. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 479 с.
3. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. М.: МИСиС, 2005. 432 с.
4. Бровер А.В. Комплекс механизмов упрочнения металлических материалов при импульсной лазерной обработке // Перспективные материалы. 2008. № 1. С. 63–69.

УДК 621.9.048.533.9

Э.Д. Курбанов, А.В. Горин, Ю.В. Горин (Московский энергетический институт (технический университет))
E-mail: gurbanovEJ@rambler.ru

Активация комбинированных структур на основе волокон в тлеющем разряде

Рассмотрена электроразрядная обработка поверхности углепластиков и углепластиков с подслоем из стеклоткани в тлеющем разряде. Приведены механизмы активации. Установлено, что работа адгезии на границе "покрытие—подложка" у обработанных в тлеющем разряде образцов намного больше, чем у необработанных.

Ключевые слова: тлеющий разряд, поверхность, углепластик, эпоксидная смола, подслои, обработка, адгезия, остаточный воздух, катод, покрытие, образец.

Present article on influence of glow discharge on surface of carbon filled plastics with epoxy binder and those having cloth sublayer on the surface is dedicated. The mechanism, explaining the results is given. All coatings, deposited on the surface by thermovacuum method after their treatment in glow discharge had much better adhesion in comparison with no treated samples.

Keywords: glow discharge, surface, carbon filled plastics, epoxy binder, cloth sublayer, treatment, adhesion, residual air, cathode, coating, sample.

Физические свойства межфазных границ в композиционных материалах и комбинированных структурах на их основе во многом определяют качество самих материалов и изделий из них, широко используемых в машиностроении и электротехнике. Для формирования межфазных границ с заданными свойствами необходима активация поверхностей, образующих межфазную границу при создании готового материала или изделия. Высокое качество адгезионных соединений в композитах и комбинированных структурах достигается использованием различных видов активации.

Применение механических, химических, температурных методов активации не всегда обеспечивает то состояние поверхности диэлектрических материалов, которое необходимо для высокой адгезии наносимых покрытий. Особые сложности возникают при активации поверхности комбинированных структур, у которых поверхностный слой содержит полимерные органические и неорганические компоненты, сильно различающиеся по механическим, химическим и электрическим свойствам и температурной стойкости.

Адгезионные свойства поверхности материалов можно целенаправленно изменять воздействием на поверхность электрических разрядов в газах. Так, обработка в тлеющих разрядах позволяет очищать и активировать поверхность диэлектрических [1, 2], полупроводниковых [3] и металлических [4] материалов и изделий.

В данной статье в качестве объекта исследований выбраны образцы углепластиков в виде пластин $15 \times 15 \times 1$ мм³, представляющих композицию ориентированных углеродных волокон и заподимеризованно-

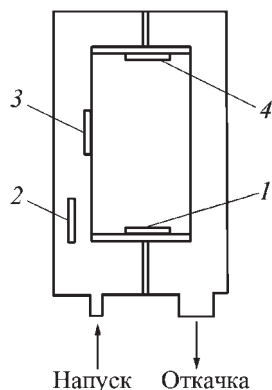
го эпоксидного компаунда (образцы типа УП) и образцы из такого же материала, поверхность которых образована монослоем пропитанной стеклоткани (образцы типа УПП). Обработку проводили в тлеющем разряде в среде азота (N₂), аргона (Ar), гексафторида серы (SF₆) и остаточном воздухе. Использование фторсодержащего газа предопределено тем, что разряд в таких газах при некоторых условиях эффективен для обработки полимеров [5] и других материалов [6]. Рабочий промежуток образован параллельными дисковыми электродами площадью 12 см², расположенными на расстоянии 20 см. Обработку во всех газах проводили при давлении 2,7 Па. При этом тлеющий разряд при токах 0,5...4 мА был устойчив во всех использованных газах, а зажигание разряда осуществляли на левой ветви кривых Пашена.

Образцы располагали на аноде, катоде, вблизи катода параллельно оси промежутка и на краю положительного столба тлеющего разряда (рис. 1). Исходное давление перед напуском рабочего газа составляло $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. ($6,7 \cdot 10^{-3}$ Па). Время обработки варьировали от 15 с до 3 мин при фиксированных токах разряда $I_1 = 0,5$ мА и $I_2 = 1,0$ мА, напряжение на промежутке при этом составляло $U_1 = 1,2$ кВ и $U_2 = 2,1$ кВ.

Изменение состояния поверхности контролировали по микрофотосъемкам и визуально под микроскопом с увеличением до 350, а также по значениям краевого угла смачивания дистиллированной водой, измеряемым на приборе ИКУС с точностью 0,5°. Объем наносимой капли, высота ее падения на образец, температура и время выдержки на поверхности

Рис. 1. Расположение образцов в разрядной камере:

1 – на катоде; 2 – вблизи катода параллельно столбу тлеющего разряда; 3 – на краю положительного столба параллельно ему; 4 – на аноде



поддерживали постоянными. Результаты обрабатывали в соответствии с формулой Дюпре-Юнга

$$W_a = \gamma(1 + \cos\phi),$$

где W_a – работа адгезии поверхности образцов; γ – поверхностное натяжение рабочей жидкости; ϕ – краевой угол смачивания.

В каждом цикле измерений угла на образец нанесли 3 капли, а результаты усредняли. Затем строили зависимости $W_a/W_0(t)$, где W_0 – работа адгезии необработанных образцов.

Зависимость изменения работы адгезии от времени обработки в различных газах для двух значений тока и при расположении образцов на катоде представлена на рис. 2, а для образцов углепластика и на рис. 2, б для образцов углепластика с подслоем из стеклоткани.

Все зависимости, кроме относящихся к SF_6 , выходят на насыщение при временах обработки 15...100 с, имея $W_a/W_0 > 1,5$, причем при обработке в остаточном воздухе это время наименьшее, а отношение W_a/W_0 наибольшее и равно 1,55.

При обработке в среде гексафторида серы и расположении образцов на катоде происходит очень слабое улучшение адгезионных свойств поверхности. Даже 3 мин обработки дают значение W_a/W_0 не выше 1,2. При расположении образцов вблизи катода общий характер кривых сохраняется, как на рис. 2, однако наблюдается выход на насыщение при больших временах (50...200 с). Лучший результат снова получен для среды остаточного воздуха. Кривые, характеризующие обработку в SF_6 , также выходят на насыщение при временах около 100 с, что указывает на различные механизмы активации при распо-

ложении образцов УП и УПП на катоде и в прикатодной области.

Если образцы расположены на аноде или в положительном столбе, то зависимости изменения работы адгезии от времени обработки подобны приведенным на рис. 2, но при прочих условиях активация идет медленнее, и характерные времена составляют при этом 300...500 с, а достигаемые значения W_a/W_0 – не выше 1,4.

Зависимость изменения работы адгезии от тока разряда изучали при расположении образцов на катоде при варьировании тока от 0,2 до 4 мА. Для образцов типа УП, обработанных в азоте, остаточном воздухе эта зависимость имеет вид кривой с максимумом при токах 0,4...0,6 мА. В аргоне характер кривой сохраняется, но положение максимума изменяется и наблюдается при токах 0,9...1,2 мА. Для образцов с подслоем отмечается рост адгезии с увеличением тока до значения ~ 1 мА во всех газах, далее наступает насыщение. Различный характер зависимостей логично отнести вследствие различия в структуре поверхности образцов УП и УПП. Для образцов УП, обработанных при больших значениях пропущенного электричества, методом микрофотосъемки установлено возрастание шероховатости поверхности.

Для установления причин появления шероховатости изучены особенности поведения компонентов углепластика под воздействием тлеющего разряда. Изучали поведение препрега (монослой нитей), заключенного в тонкую пленку эпоксидной смолы. После длительного воздействия тлеющего разряда ($t > 10$ мин) установлено появление многочисленных дефектов – микроразрушений структуры, локализованных на границах нить (волокно)–смола. Межфазная граница углеволокно–смола является наиболее напря-

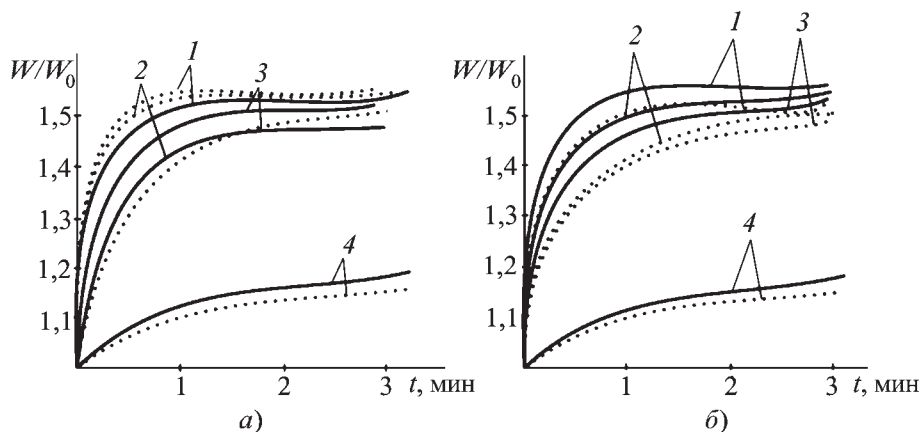


Рис. 2. Зависимости изменения работы адгезии поверхности углепластиков (а) от времени обработки и углепластиков с подслоем из стеклоткани (б) в различных газах при расположении образцов на катоде:

1 – остаточный воздух; 2 – азот; 3 – аргон; 4 – гексафторид серы

женным местом материала, что обусловлено малой поверхностной энергией углеродных волокон (т.е. слабыми адгезионными связями) и принятой технологией изготовления углепластиков — термоотверждение под давлением. При замыкании тока на углеродных волокнах происходит локальный нагрев этой границы с возникновением микроразрушений. Этот же процесс обуславливает возрастание шероховатости поверхности многослойных образцов УП. Отмеченное на некоторых образцах при их интенсивной обработке потемнение эпоксидной смолы на границе с волокном свидетельствует о возможности термодеструкции смолы.

Характер активации образцов при значениях количества пропущенного электричества, недостаточных для образования дефектов, т.е. зависимости W_a/W_0 от вида образцов, их месторасположения в разрядном промежутке, от времени обработки и тока разряда в различных газах, позволяет получить некоторые качественные закономерности, знание которых полезно при разработке режимов обработки изделий.

Углепластик с подслоем и без него фактически представляет собой композицию, состоящую из проводящих углеродных волокон и диэлектрических компонентов (стекло, смола). При этом пропитанная стеклоткань на поверхности УПП не образует сплошного диэлектрического барьера из-за наличия в ней сквозных отверстий диаметром в десятки микрометров, плотностью 10...30 отв./см². Ионные и электронные токи разряда при расположении образцов на электродах замыкаются на волокна. На поверхности УП диэлектрик можно рассматривать как своего рода пятна на проводящей основе, на УПП — наоборот, основная площадь занята диэлектриком с наличием локальных токоотводящих пятен. Значительный вклад в увеличение работы адгезии поверхности вносит очистка под воздействием ионной бомбардировки. Этим объясняется быстрейшее достижение насыщения при расположении образцов обоих типов на катоде, за исключением элегаза (SF₆), где адсорбция на поверхности тяжелых молекул не способствует увеличению работы адгезии. При расположении образцов на аноде очистка под действием электронов и отрицательных ионов идет слабее. Высокие значения адгезии, полученные при расположении образцов в прикатодной зоне разряда в SF₆, связаны с активацией олигомерных диэлектрических компонентов по механизму, описанному в работе [5] и связанному с дрейфом отрицательных ионов, их распадом на поверхности с последующим захватом электронов на ловушки неупорядоченной структуры диэлектрика, т.е. образованием объемного заряда в поверхностном слое.

Непосредственно механизмы активации, наряду с образованием объемного заряда, включают также образование в разряде на поверхности новых полярных

групп, обладающих повышенной энергией и, следовательно, увеличивающих смачивание и работу адгезии. Образование кислородосодержащих групп [7] как на поверхности углеродных волокон, так и на поверхности эпоксидной смолы предопределяет более высокую эффективность обработки в кислородосодержащем остаточном воздухе, чем в инертных газах, что и подтверждается в эксперименте.

Сложными для интерпретации остаются зависимости работы адгезии от тока разряда для образцов УП, где установлено наличие довольно резких максимумов. Снижение работы адгезии при увеличении тока на спаде кривых может быть связано с нагревом, сопровождающимся разрушением образованных активных групп на углеродных волокнах. Отметим, что для углепластика с подслоем, где исследуемая поверхность является стеклотканью, максимум не наблюдается, а зависимость работы адгезии от тока — нарастающая кривая с насыщением, что характерно для зарядового механизма и очистки с заменой адсорбированного слоя.

В интегральном виде эффект обработки поверхности проверяли по качеству алюминиевых покрытий, наносимых слоем в 1 мкм термовакuumным способом. Адгезию покрытий оценивали по числу чешуйчатых отслоений покрытия на 1 см следа, образованного при царапании скрайбером с шириной лезвия 0,5 мм. Обработанные образцы имели значения $W_a/W_0 > 1,5$. Подсчет под микроскопом показал, что на контрольных образцах край следа состоит почти целиком из чешуйчатых отслоений, т.е. на 1 см приходится 40...50 отслоений. На обработанных образцах число отслоений на 1 см составляет 0...5, что свидетельствует о более высокой адгезии покрытия к подложке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жаров В.А., Соловьева О.Н.** Особенности воздействия тлеющего разряда на поверхность полимеров // Электронная обработка материалов. 1986. № 5. С. 49–51.
2. **Коваленко В.В., Варченко С.А.** Влияние плазмы тлеющего разряда на адгезию металлических конденсатов к диоксиду кремния и материалам на его основе // Физика и химия обработки материалов. 1988. № 1. С. 63–68.
3. **Ройх И.Л., Вайнштейн А.И.** Механизм активации поверхности при обработке в тлеющем разряде // Физика и химия обработки материалов. 1985. № 5. С. 82–84.
4. **Максимов А.И., Серова Н.Ю., Титов В.А.** Очистка поверхности металлов в плазме тлеющего разряда // Электронная обработка материалов. 1985. № 2. С. 37–39.
5. **Джуварлы Ч.М., Алиев А.З., Горин Ю.В., Леонов П.В.** О роли отрицательных ионов при модификации поверхности электрическим разрядом // Электронная обработка материалов. 1987. № 6. С. 39–41.
6. **Максимов А.И., Серова Н.Ю., Титов В.А.** Гониометрические исследования обработки поверхности различных материалов во фторсодержащей плазме // Электронная обработка материалов. 1985. № 3. С. 36–38.
7. **Углеродные волокна и углеродные компоненты.** Пер. с англ. под ред. Э. Фитцера. М. 1988.

УДК: 669-1

А.П. Рубштейн, И.Ш. Трахтенберг, В.Б. Выходец, Т.Е. Куренных
(Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург),
Г.Е. Ремнев (Научно-исследовательский институт
высоких напряжений, г. Томск)
E-mail: rubshtein@imp.uran.ru

Изнашивание низкоуглеродистой стали, обработанной мощным ионным пучком, в потоке твердых частиц

Исследованы состав, структура и износостойкость в потоке твердых частиц поверхностного слоя стали, содержащей $C = 0,2$ % мас., обработанной мощным импульсным ионным пучком (70% C^+ , 30% H^+ , $E = 200$ кэВ, $J = (80...100)$ А/см², $\tau = 80$ нс). Показано, что такое воздействие приводит к полезной модификации поверхностного слоя материала – увеличению твердости и абразивной износостойкости. Выявлено, что особенно упрочняется непосредственно прилегающий к поверхности тонкий (< 1 мкм) слой. Обнаружены перенос вещества с поверхности в глубь материала, фазовое превращение гексагонального нитрида бора (α -BN) в кубический нитрид бора (β -BN), а также немонотонная зависимость содержания нитрида бора и твердости материала в поверхностном слое толщиной < 1 мкм.

Ключевые слова: сталь, ионная обработка, абразивная износостойкость, твердость, фазовый переход.

A steel containing 0,2 weight % C was exposed to a powerful pulsed ion beam (70% C^+ , 30% H^+ , $E = 200$ keV, $J = (80...100)$ A/cm², $\tau = 80$ ns). The composition and the structure of the steel and the wear resistance of its surface layer in a flow of hard particles were studied. This treatment caused a favorable modification of the surface layer of the material, namely the improvement of its hardness and abrasive wear resistance. A thin layer (< 1 μ m) immediately adjacent to the surface became especially hard. The mass transfer from the surface to the bulk of the material, the phase transformation of the hexagonal boron nitride (α -BN) to the cubic boron nitride (β -BN), and a nonmonotonic dependence of the boron nitride concentration and the hardness of the material in the surface layer < 1 μ m thick were detected.

Keywords: steel, ion treatment, abrasive wear resistance, hardness, phase transition.

Введение

В настоящее время с целью повышения износостойкости изделий разработаны различные способы модификации поверхности материалов и изделий: механические, термометаллургические, физико-химические, нанесение покрытий [1–6]. Физико-химические методы включают в себя, в частности, плазменное азотирование и борирование.

Известно, что предварительная обработка поверхности перед нанесением износостойких покрытий путем ионной имплантации или воздействия импульсными пучками, приводит к повышению их адгезии и, как следствие, увеличению срока их службы в условиях абразивного изнашивания [7, 8].

Среди различных видов концентрированных потоков энергии импульсные мощные ионные пучки (МИП) выделяются рядом объективных преимуществ. Пробег ионов для металлов и полупроводников сравним с глубиной поглощения энергии, определяемой теплопроводностью материала и длительностью импульса, что обеспечивает высокий коэффициент использования энергии, переносимой ионным пучком. При этом сечение пучка может

иметь размеры от единицы до десятков квадратных сантиметров, что позволяет обрабатывать большие площади без сканирования пучка [9].

Цель работы – исследование состава и практически важных свойств (твердости и износостойкости) малоуглеродистой стали ($C \sim 0,2$ % мас.) после обработки одним из вариантов МИП. Особенность эксперимента состояла в предварительном нанесении на поверхность стали эмульсии гексагонального нитрида бора (α -BN).

Методика проведения эксперимента

Обработка поверхности образцов импульсным ионным пучком

В качестве образцов для исследования были выбраны стальные пластины размером $2 \times 2 \times 0,2$ см. На облучаемую поверхность образцов наносили эмульсию порошка нитрида бора. Образцы с эмульсией помещали в рабочую камеру импульсного ускорителя ионов [9] и облучали последовательным воздействием трех импульсов. Параметры ионного пучка и условия облучения приведены в табл. 1.

Таблица 1

Параметры ионного пучка и условия облучения образцов

Энергия ионов, кэВ	200
Плотность тока ионного пучка, А/см ²	80...100
Длительность импульса, нс	80
Состав пучка, %	70 – С ⁺ , 30 – Н ⁺
Число импульсов, шт	3
Рабочее давление в камере, Па	(3...5)·10 ⁻²

Измерение содержания азота и бора

Среднее содержание азота и бора, а также распределение азота по глубине образцов определяли методом ядерного микроанализа, используя ядерно-физический комплекс на основе электростатического ускорителя Ван-де-Граафа ЭГ-2М по реакциям $N^{14}(d, \alpha)C^{12}$ и $B^{10}(d, \alpha)Be^8$ на пучке дейтронов с энергией $E = 900$ кэВ. В расчетах использовали результаты измерений на эталонах $TiN_{0,82}$ и B_2O_3 . В силу малой концентрации бора в образцах удалось измерить только его интегральное содержание в слое ≤ 3 мкм.

Структурный анализ

Для структурного анализа использовали рентгенографический метод в геометрии скользящего пучка (дифрактометр фирмы Shimadzu XRD – 600 на $CuK(\alpha)$ -излучении). Анализ фазового состава проводили с использованием баз данных PCPDFWIN, а также программы полнопрофильного анализа Powder Cell 2.4.

Измерение микротвердости

Измерение микротвердости HV проводили на твердомере ПМТ-3. На имплантированной стороне HV измеряли в диапазоне нагрузок от 0,15 до 0,01 кг. Для каждой нагрузки P определяли твердость HV и эффективную глубину x (половину глубины проникновения индентора), которая равна $x = D/14$, где D – размер диагонали отпечатка пирамиды Виккерса.

Испытания абразивной износостойкости

Испытания абразивной износостойкости образцов проводили в установке на базе центробежного ускорителя твердых частиц, позволяющей испытывать в одинаковых условиях до 10 образцов [10]. Частицы карбида кремния диаметром 100 мкм со скоростью 30 м/с бомбардировали поверхность образцов, выделенную диафрагмой диаметром 16 мм, под углом 45°. Все образцы (табл. 2), включая образец, не подвергавшийся импульсному воздействию, испытывали одновременно. Испытания состояли в определении убыли массы m для каждого образца после использования определенной дозы Φ абразива. В условиях проведенного эксперимента убыль массы образца m в 1 мг соответствовала линейному износу $x = 0,64$ мкм, а доза Φ в 1 кг использованного абразива соответствовала дозе $\Phi = 2,5 \cdot 10^6$ ударов частиц/см².

Исследования морфологии поверхности

Морфологию поверхности образцов исследовали с помощью сканирующего туннельного микроскопа (СТМ) СММ-2000. Для каждого образца и эталона вычисляли средние (по пяти сканам 20×20 мкм²) значения средней арифметической шероховатости Ra , размаха высот Rz и шага неровностей профиля Sm (по средней длине проекций неровностей на среднюю линию профиля) [11]. Такие измерения проводили после снятия струей абразивных частиц верхнего слоя образца толщиной $\sim (0,1...0,2)$ мкм и после удаления слоя толщиной ~ 2 мкм.

Результаты и обсуждение

В основе действия мощного ионного пучка с параметрами, указанными в табл. 1, лежит быстрый нагрев ($\sim 10^{11}$ К/с) поверхностного слоя металла толщиной до 3 мкм с последующим быстрым остыванием этого слоя после окончания действия пучка или уже на заднем фронте импульса тока. Скорость остывания, исходя из расчетов, составляет более 10^9 К/с, что значительно превышает традиционные величины. В процессе действия пучка происходит как конвективное перемешивание в приповерхностном слое

Таблица 2

Параметры износа поверхностного слоя

Номер образца	m_n , мкм	Δm , мкм	I_0 , мкм/кг	I , мкм/кг
1	0,50	0,81	0,45	0,18
2	0,25	0,38	0,40	0,18
3	0,25	0,44	0,37	0,16

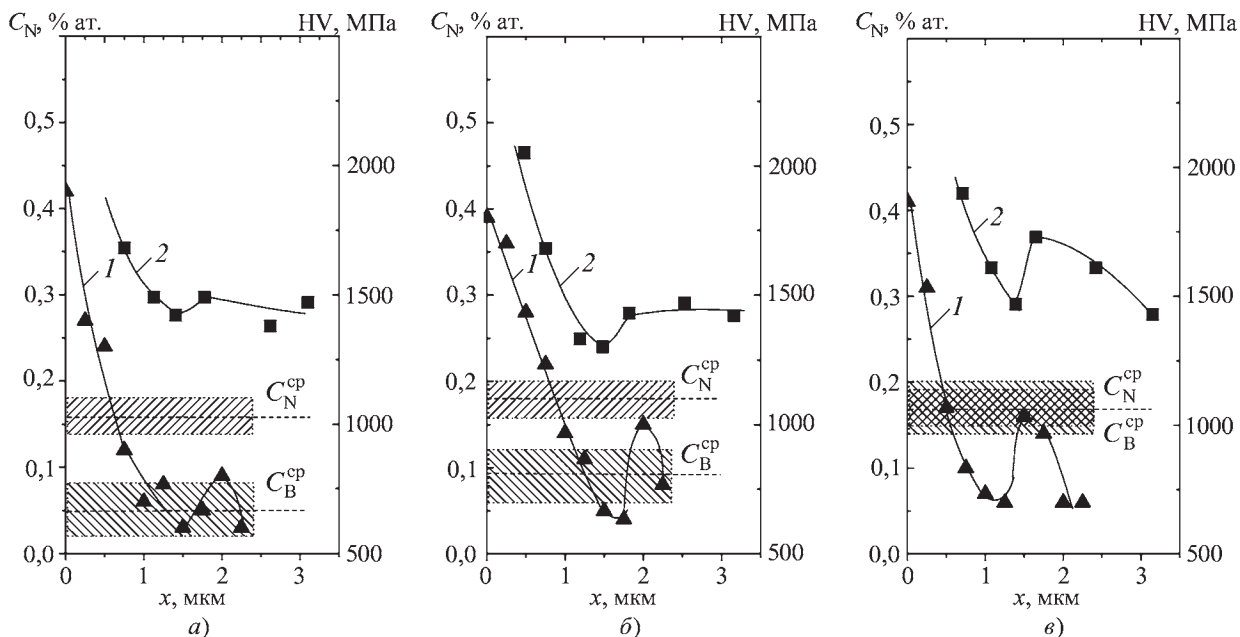


Рис. 1. Зависимости содержания азота (1) и микротвердости (2) от глубины слоя для образцов № 1 (а), № 2 (б) и № 3 (в)

(возможно в расплаве) материала с нанесенным нитридом бора, так и формирование термоупругих волн сжатия (резкое увеличение температуры). В совокупности эти процессы могут приводить к изменению прочностных и физико-химических свойств поверхностного слоя материала.

На рис. 1 приведены зависимости концентрации азота (C_N) и твердости (HV) от глубины x для исследованных образцов (табл. 2). Из рисунка видно, что характер зависимости C_N и HV один и тот же: тонкая приповерхностная зона ($x < 1$ мкм) обладает высоким содержанием азота и повышенной твердостью. При $x > 1$ мкм средняя концентрация азота в несколько раз ниже и, соответственно, ниже твердость. При этом как концентрация азота, так и твердость обнаруживают немонотонную зависимость от глубины (небольшой максимум при $x \sim 2$ мкм). Особенно четко это проявляется у образца № 3 (см. рис. 1, в). Именно на этом образце наблюдается не только практическое совпадение местоположения максимумов HV и C_N , но и при $x > 1$ мкм наибольшее повышение твердости по отношению к твердости немодифицированной (обратной) стороны образцов, которая составляла (130 ± 5) кг/см².

Следует обратить внимание на то, что средняя атомная концентрация бора C_B^{cp} и средний уровень концентрации азота C_N^{cp} близки у образцов № 1 и 2 и практически совпадают у образца № 3 (см. рис. 1, в). Рентгенографический анализ показал, что в поверх-

ностном слое образцов имеется только фаза β -BN, т.е. в данных условиях МИП обработки (табл. 1) происходит фазовое превращение α -BN в β -BN. Этот факт в совокупности с повышением твердости поверхностного слоя служит основанием для предположения о том, что модификация поверхности материала связана не только с конвективным перемешиванием материала мишени с частицами гексагонального нитрида бора, но и трансформацией структуры гексагонального нитрида бора в кубический нитрид бора.

Результаты испытаний износостойкости образцов в струе абразивных частиц (зависимости m [кг] или x [мкм] от Φ [кг] или Φ [част./см²]) представлены на рис. 2. Шкалы соответствующих величин отложены по осям (слева и справа, снизу и сверху соответственно). Из рис. 2, в видно, что зависимость $m = f(\Phi)$, полученная на необработанной МИП стали, линейна и проходит через начало координат. Для всех модифицированных МИП образцов имеется начальный участок менее интенсивного износа, а затем зависимость $m = f(\Phi)$ также представляет собой прямую линию практически с тем же наклоном.

Оценку интенсивности изнашивания в приповерхностной зоне модифицированных образцов проводили на основе метода, предложенного применительно к покрытиям и изложенного в работе [10]. Это означает, что на поверхности образцов присутствует некоторый слой толщиной (по массе) m_n , "в среднем" отличающийся по интенсивности изнашивания от расположенного за этим слоем основного материала.

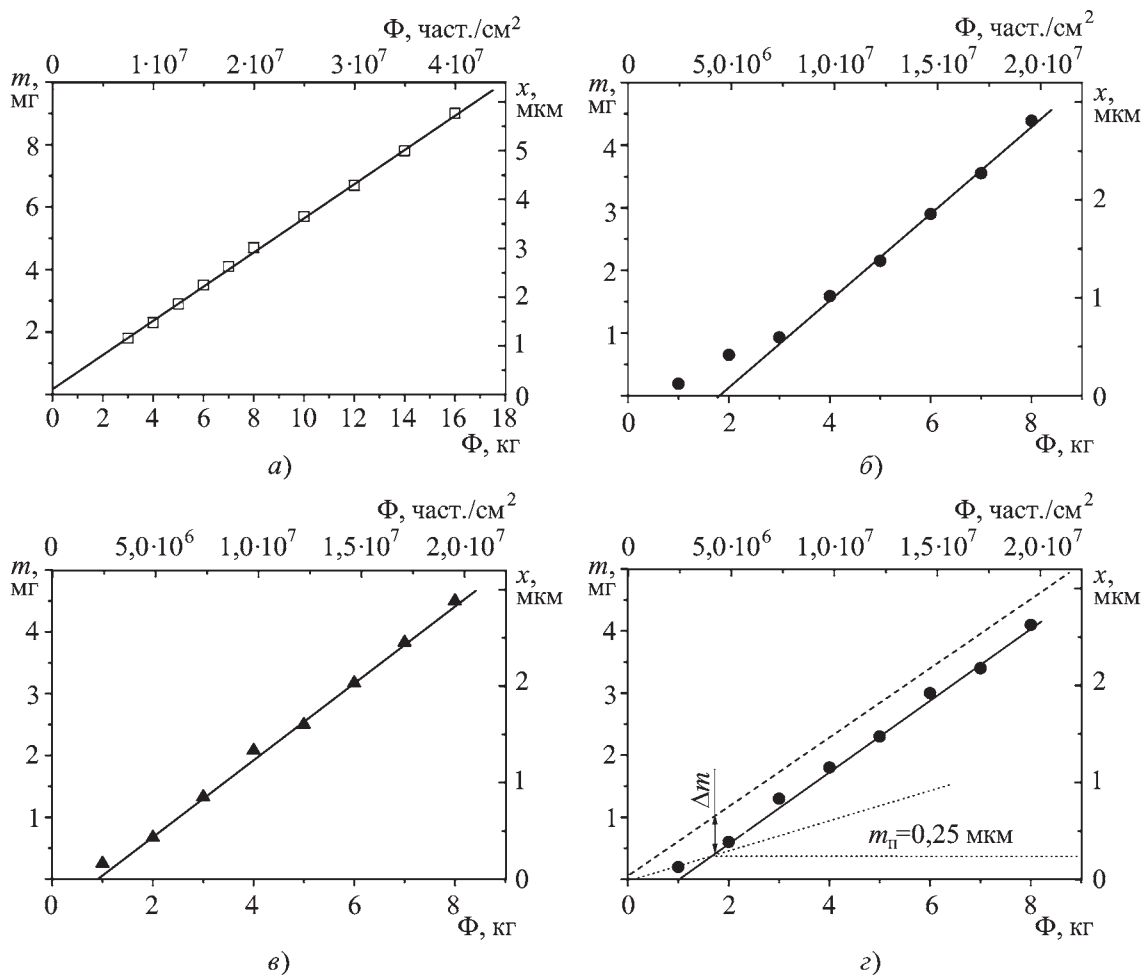


Рис. 2. Зависимости интенсивности изнашивания от дозы абразивных частиц для необработанного образца (а) и обработанных образцов № 1, 2, 3 (б, в, г) соответственно

Интенсивность изнашивания I упрочненного слоя толщиной $m_{\text{п}}$ рассчитывали как

$$I/I_0 = (\Delta m/m_{\text{п}} + 1)^{-1},$$

основываясь на линейной части зависимости $m = f(\Phi)$ того же образца для вычисления I_0 (рис. 2, в) [10]. Смещение прямых по оси ординат соответствует Δm , а среднюю массу $m_{\text{п}}$ упрочненного слоя оценили по участку с отклоняющимися от прямой точками на зависимости $m = f(\Phi)$ (рис. 2, в). Итак, имеется некоторый слой массой $m_{\text{п}}$ с постоянной интенсивностью изнашивания $I = \partial m / \partial \Phi$, за которым следует материал с постоянной интенсивностью изнашивания I_0 . Величины I и I_0 приведены в табл. 2, откуда следует, что толщина наиболее упрочненного приповерхностного слоя составляет (0,25...0,50) мкм. На глубине, превышающей этот слой, интенсивность изнашивания I_0 увеличивается и соответствует износу немодифицированного материала.

Аналогичная закономерность наблюдается и в распределении азота по глубине (см. рис. 1). Резкий спад концентрации азота происходит при $x > 0,5$ мкм. Следует также отметить, что интенсивность изнашивания I модифицированного слоя образца № 3 меньше, чем у образцов № 1 и 2 (см. табл. 2). Этот факт подтверждает предположение о том, что износостойкость повышается с ростом количества частиц нитрида бора. По данным измерения состава в образце № 3 среднее содержание бора больше, чем в образцах № 1 и 2 и практически совпадает со средним содержанием азота (рис. 1, в).

Исследования морфологии поверхности износа могут дать дополнительную информацию о механизме изнашивания. Из табл. 3 видно, что характер шероховатости поверхности, образованной удалением частиц износа (Ra , Rz , а также их отношение) практически одинаков для всех образцов как в начале процесса изнашивания около начальной поверхности ($\Phi = 1$ кг, $x = (0,15 \pm 0,05)$ мкм), так и на более позд-

Таблица 3

Параметры шероховатости поверхности образцов после абразивного изнашивания

Номер образца	Ra, нм		Rz, нм		Ra/Rz	
	1	18	1	18	1	18
Ф, кг	1	18	1	18	1	18
1	50	52	240	200	0,21	0,26
2	51	54	190	230	0,27	0,23
3	41	55	150	270	0,27	0,20

Таблица 4

Параметры изнашивания на стационарной стадии

Номер образца	C _в , % ат.	Sm, мкм	V = π(Sm/2) ³ , мкм ³	I ₀ = ∂m/∂Φ, мкм ³ /част.
1	0,05 ± 0,03	4,1	27	18
2	0,09 ± 0,03	3,2	13	16
3	0,17 ± 0,03	3,1	12	15

них стадиях (Φ = 18 кг, x > 2 мкм). Поскольку на глубинах менее микрона параметры шероховатости еще могут нести на себе влияние первоначального, связанного с приготовлением образца, рельефа поверхности, то какую-либо дополнительную информацию о том, как протекает износ материала в условиях проведенных испытаний и как на него влияет воздействие МИП можно попытаться извлечь только из параметров шероховатости на стационарной стадии изнашивания (∂m/∂Φ = const).

В условиях эксперимента интенсивность изнашивания на стационарной стадии I₀ [мг/кг] можно представить, как объем материала, удаляемый одной частицей [мкм³/част] (табл. 4), откуда следует, что в условиях проведенных испытаний одна частица абразива удаляет в среднем объем 16 мкм³ материала образца. Можно также независимо оценить средний размер частиц износа по величине Sm – среднему шагу неровностей профиля поверхности износа, который можно соотнести с диаметром образованного кратера износа на поверхности [11]. Средний объем частицы износа V, вычисленный по Sm, составляет 18 мкм³ (см. табл. 4). Это означает, что одна частица абразива образует примерно одну частицу износа. Такая зависимость между V и интенсивностями изнашивания I₀ наблюдается и для модифицированных образцов (см. табл. 4). Тот факт, что V и I₀ коррелируют со средним содержанием бора в образцах, позволяет предположить, что именно частицы кубического нитрида бора препятствуют либо образованию, либо продвижению микротрещин, образующихся при ударе и формирующих, в конечном счете, свободно отде-

ляющуюся от материала частицу износа. Поскольку такая корреляция обнаружена для глубин, превышающих 1 мкм, где продвижение трещин не связано с присутствием частиц нитрида бора, то можно интерпретировать этот эффект так: присутствие твердых частиц нитрида бора в приповерхностном слое повышает износостойкость материала вследствие подавления образования трещин именно в этом слое, задерживая тем самым их продвижение в немодифицированном материале.

Заключение

Изложенные выше результаты позволили выявить основные особенности воздействия МИП на материалы с нанесенной на поверхность эмульсией гексагонального нитрида бора. Показано, что такое воздействие приводит к формированию в приповерхностном слое (< 1 мкм) стали сверхтвердых частиц кубического нитрида бора и к полезной модификации этого слоя материала – увеличению твердости и износостойкости.

Авторы статьи благодарят В.И. Гусельникова за оказанную помощь в подготовке образцов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Верхотуров А.Д., Коневцов Л.А., Гордиенков П.С.** и др. Исследование поверхностных слоев вольфрамсодержащих твердых сплавов при электроискровом легировании алюминием // Вопросы материаловедения. 2006. № 3. С. 52–63.
2. **Брыков М.Н.** Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов // Трение и износ. 2006. Т. 27. № 1. С. 105–109.

3. Трахтенберг И.Ш., Владимиров А.Б., Рубштейн А.П. и др. Упрочняющие алмазоподобные покрытия на алюминии // ФММ. 2003. Т. 95. № 2. С. 96–99.
4. Трахтенберг И.Ш., Владимиров А.Б., Рубштейн А.П. и др. Аттестация механических свойств твердых алмазоподобных покрытий // ФММ. 2005. Т. 99. № 6. С. 103–107.
5. Брюхов В.В. Повышение стойкости инструментов методом ионной имплантации. ТПУ. Томск, 2001.
6. Gorpinchenko S.D., Trakhtenberg I.Sh., Bakunin O.M. et al. Breakdown of a-C coatings on ion-implantation modified metal alloys with a jet of abrasive particles // Diamond and Related Materials. 1994. No 3. P. 779–782.
7. Нестеренко В.П., Ремнев Г.Е., Арефьев К.П. и др. Влияние импульсной обработки твердых сплавов мощным ионным пучком на процесс нанесения износостойких покрытий // Физика и химия обработки материалов. 2000. № 3. С. 39–44.
8. Ремнев Г.Е., Тарбоков В.А. Увеличение адгезии TiN покрытия на твердосплавном инструменте, предварительно обработанном мощным ионным пучком // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 6. С. 40–43.
9. Акерман Д.Р., Исаков И.Ф., Ремнев Г.Е. и др. Импульсный ускоритель "Темп" // Тезисы докладов I Всесоюзной конференции "Модификация свойств конструкционных материалов пучками зараженных частиц". Томск, 1988. С. 3–4.
10. Трахтенберг И.Ш., Горпинченко С.Д. Определение износостойкости тонких покрытий // Трение и износ. 1993. Т. 14. № 5. С. 907–913.
11. Трахтенберг И.Ш., Рубштейн А.П., Югов В.А. и др. Влияние температуры на формирование рельефа углеродных алмазоподобных пленок (АПП) и его модификация ионной бомбардировкой // ФММ. 2006. Т. 102. № 6. С. 671–677.

УДК 621.793

О.Е. Чуфистов, С.Б. Демин (Пензенская государственная технологическая академия),
Е.А. Чуфистов (Пензенский государственный университет)
E-mail: tchufistov@mail.ru

Микродуговое оксидирование деталей из алюминиевых сплавов в растворах с мелкодисперсным корундом

Исследовано влияние размеров и концентрации частиц корунда в растворе на структуру, фазовый состав и свойства покрытий, формируемых микродуговым оксидированием на деталях из алюминиевых сплавов. Установлены новые возможности увеличения размеров деталей и производительности оксидирования. Определены условия получения покрытий с повышенными значениями толщины, твердости, износостойкости, напряжения пробоа, электрического сопротивления.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, микродуговое оксидирование, корунд, покрытие, микроструктура, фазовый состав, свойства.

Influence of sizes and concentration of corundum particles in solution on structure, phase composition and properties of coatings, formed microarc oxidation on details from aluminium alloys, is investigated. New opportunities of increase of details sizes and oxidation productivity are established. Conditions of obtaining of coatings with high values of thickness, hardness, wear resistance, disruption voltage and electric resistance are shown.

Keywords: aluminium alloys, microarc oxidation, corundum, coating, microstructure, phase composition, properties.

Микродуговое оксидирование (МДО) в растворах электролитов позволяет формировать на поверхностях деталей из алюминиевых сплавов оксидные покрытия, образующиеся в результате взаимодействия кислорода, выделяющегося из электролита, и алюминия, содержащегося в поверхностных слоях деталей. Благодаря хорошему сочетанию механических и электрофизических свойств формируемых покрытий МДО позволяет решать широкий круг прикладных задач [1], однако дальнейшее развитие техники требует увеличения производительности МДО и комплексного повышения физико-механических свойств покрытий.

Данная задача решается с помощью дополнительной подачи на поверхность оксидируемой детали охлажденного кислорода, что способствует активизации образования нового оксида и препятствует растворяющему действию электролита на данный оксид, тем самым обеспечивая увеличение производительности МДО и повышение физико-механических свойств покрытий [2, 3]. Также представляется возможным другое решение поставленной задачи путем добавления в раствор электролита веществ, имеющих родственную природу с веществами, образующимися в покрытии в процессе МДО, и создания условий для внедрения данных веществ в структуру покрытий.

Основу покрытий, формируемых МДО на алюминиевых сплавах, составляет кристаллический оксид алюминия $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Кроме того, в покрытиях содержатся моногидроксид алюминия $\text{AlO}(\text{OH})$, тригидроксид алюминия $\text{Al}(\text{OH})_3$, а также соединения элементов электролита и материала оксидируемой детали. Из всех перечисленных веществ наилучшим сочетанием физико-механических свойств обладает $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (корунд), покрытия с более высоким содержанием корунда имеют повышенные значения твердости, напряжения пробоя и электрического сопротивления [1]. Кроме того, корунд является доступным материалом, поэтому представляется перспективным его использование для решения поставленной задачи. Вследствие химической инертности корунда его необходимо активировать с помощью соответствующего катализатора, например оксида хрома Cr_2O_3 , образующего в щелочных средах сложные ионные комплексы, способствующие повышению способности частиц корунда к участию в электрохимических реакциях [4].

С целью проверки эффективности предложенного подхода проведены комплексные исследования. Покрытия формировали на деталях из алюминия АД0 и его сплавов АМг3, Д16 в водном растворе едкого кали (5 г/л) и борной кислоты (20 г/л) при температуре раствора $(15 \pm 1)^\circ\text{C}$ и плотности электрического тока на аноде $(30 \pm 2) \text{ А/дм}^2$, поскольку исследованиями, проведенными ранее [1], было установлено, что данные значения параметров являются наиболее рациональными для получения покрытий с максимальным содержанием корунда и повышенными физико-механическими свойствами.

Корунд в раствор вводили в виде рафинированных абразивных микропорошков и тонких микропорошков (ГОСТ 3647–80), изменяя концентрацию (C) корунда в растворе от 10 до 110 г/л и средний размер (r) его основной фракции от 3...5 мкм до 20...28 мкм. Также в электролит вводили оксид хрома Cr_2O_3 при концентрации 1...2 г/л. Равномерное распределение частиц корунда в объеме раствора обеспечивали с помощью электромеханического миксера.

Микроструктуру формируемых покрытий исследовали с помощью оптического микроскопа МИМ-8 и растровых электронных микроскопов JSM-7700F, JСХА-733 с использованием систем цифровой обработки изображения, обеспечивающих погрешность измерений не более 0,1 %. Фазовый состав покрытий изучали с помощью дифрактометров ДРОН-3М и ДРОН-4 с использованием изданий JCPDS по методике, обеспечивающей погрешность определения количественного содержания фаз около 3 % [5]. Микротвердость, пробойное напряжение и электрическое сопротивление покрытий измеряли соответственно с

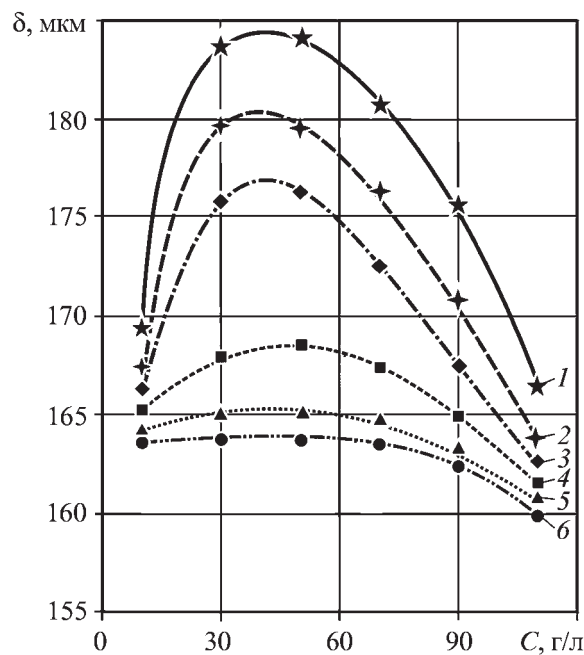


Рис. 1. Зависимости толщины покрытий δ от концентрации C частиц корунда при разных размерах основных фракций r : 1 – $r = 5...7$ мкм; 2 – $r = 3...5$ мкм; 3 – $r = 7...10$ мкм; 4 – $r = 10...14$ мкм; 5 – $r = 14...20$ мкм; 6 – $r = 20...28$ мкм

помощью микротвердомера ПМТ-3М, пробойной установки УПУ-1, терраомметров Е6-3 и ЕК6-7. Износостойкость покрытий определяли по результатам испытаний на трение и изнашивание на установке Х4-Б по схеме палец–диск.

Исследованиями установлено, что добавка корунда и оксида хрома в раствор электролита вызывает значимые изменения производительности МДО и толщины покрытий. Рис. 1 отражает зависимости толщины покрытий δ , полученных МДО в течение 50 мин на алюминии АД0, от C при разных значениях r . Максимальные значения толщины покрытий обеспечиваются введением в электролит частиц корунда с $r = 5...7$ мкм при $C = 30...50$ г/л. Изменение r и C в меньшую и в большую стороны, приводит к снижению толщины покрытий. Использование частиц с $r = 20...28$ мкм практически не вызывает увеличения толщины покрытий. При увеличении C свыше 70 г/л происходит снижение толщины покрытий, а при $C = 110$ г/л формируются покрытия, толщина которых не выше, чем у покрытий, формируемых без введения в электролит частиц корунда (≈ 163 мкм).

Выявлено, что размер частиц оказывает влияние на кинетику роста толщины покрытия. На рис. 2 отражены зависимости толщины покрытий, формируемых на алюминии АД0, от времени МДО при $C = 50$ г/л и разных значениях r тонких микропорошков. Из рис. 2 следует, что на начальной стадии МДО

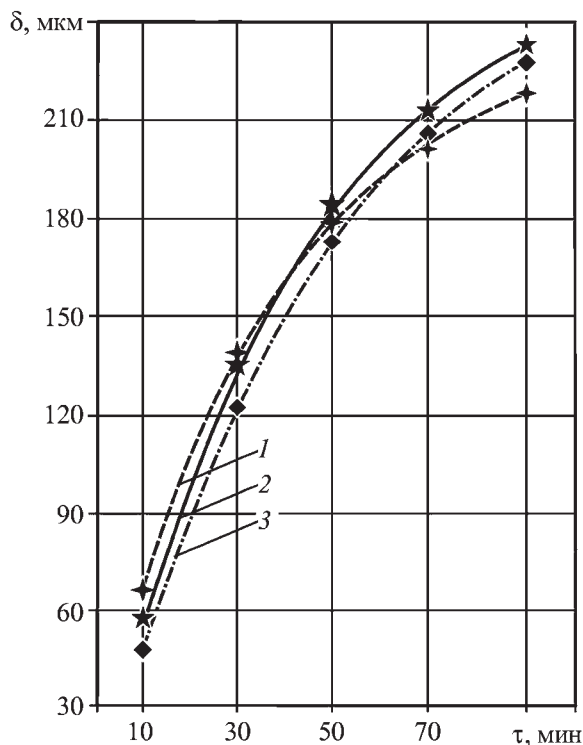


Рис. 2. Зависимости толщины покрытий δ от времени МДО τ в растворах с корундом при разных размерах основных фракций r :

1 – $r = 3...5$ мкм; 2 – $r = 5...7$ мкм; 3 – $r = 7...10$ мкм

наиболее интенсивно увеличивается толщина покрытий, формируемых в электролите, содержащем частицы с $r = 3...5$ мкм, на конечной стадии интенсивнее увеличивается толщина покрытий, формируемых в электролите, содержащем частицы корунда с $r = 7...10$ мкм. В растворах, содержащих более крупные частицы корунда, имеет место некоторое увеличение интенсивности роста толщины покрытия на завершающей стадии МДО.

Отмеченная особенность подтвердилась в процессе реализации МДО с постепенным увеличением r . МДО длительностью 90 мин последовательно осуществляли за три одинаковые по времени стадии (по 30 мин). Каждую стадию проводили в растворе, содержащем корунд ($C = 50$ г/л) с определенным значением r : 1-я стадия – $r = 3...5$ мкм, 2-я стадия – $r = 5...7$ мкм, 3-я стадия – $r = 7...10$ мкм. Значения остальных параметров процесса не изменяли. На рис. 3 сплошными линиями показаны зависимости толщины покрытий, полученных после трех стадий обработки, от времени МДО, из которых следует, что МДО в течение 90 мин с постепенным увеличением r позволяет получать на АД0, АМ3 и Д16 покрытия толщиной соответственно 240, 195 и 150 мкм. Для сравнения прерывистыми линиями показаны зависи-

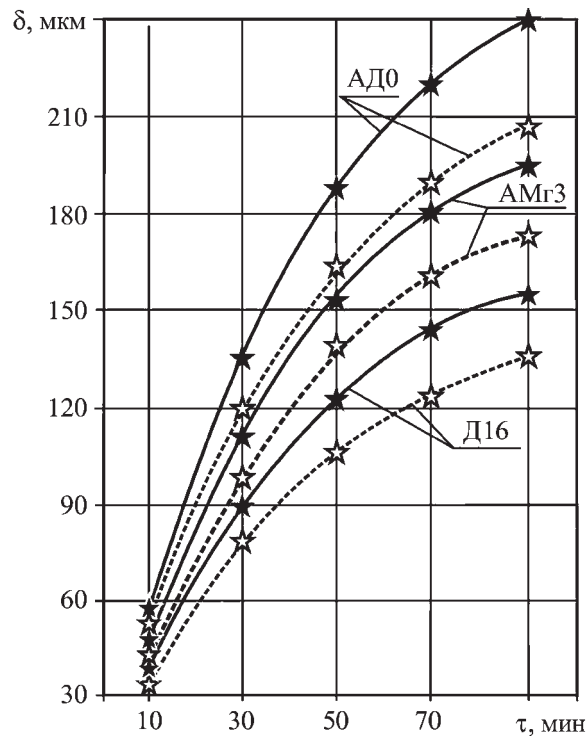


Рис. 3. Зависимости толщины покрытий δ от времени МДО τ в растворах с корундом (сплошные линии) и без корунда (прерывистые линии)

мости для покрытий, полученных по традиционной технологии МДО, в растворе, не содержащем мелкодисперсный корунд. Сопоставление зависимостей показывает, что использование корунда позволяет повысить толщину покрытий на 10...15 %.

Отмечено, что МДО в растворе, содержащем мелкодисперсный корунд, обеспечивает не только большую толщину покрытия, но и больший прирост размеров деталей. На рис. 4 представлена схема, показывающая расположение покрытия относительно исходной поверхности детали. Деталь, имея до МДО исходный размер h_0 (рис. 4, а), по окончании МДО приобретает размер h (рис. 4, б). При этом величина прироста размера Δh определяется толщиной сформированного покрытия и его расположением относительно исходной поверхности детали. Установлено, что применение мелкодисперсного корунда наряду с повышением толщины покрытия на 10...15 % обеспечивает увеличение размеров деталей на 98...102 % толщины покрытия δ . Более ранними исследованиями [6] выявлено, что с помощью традиционной технологии МДО при умеренном растворяющем действии электролита на образующийся оксид обеспечивается прирост размеров деталей из алюминия АД0 на 70...80 % δ . То есть покрытия, формируемые на АД0 по традиционной технологии, выступают за исход-

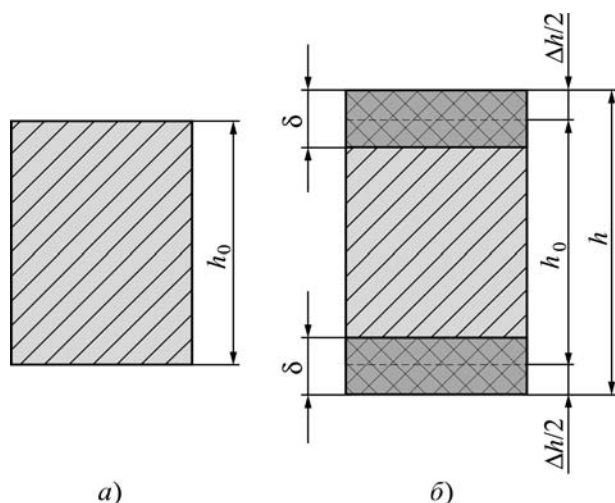


Рис. 4. Расположение покрытия относительно исходной поверхности детали:

a – деталь до МДО; *б* – деталь после МДО

ную поверхность детали на 35...40 % своей толщины, а более толстые покрытия, формируемые МДО в растворе с мелкодисперсным корундом, выступают за исходную поверхность образца на 49...51 % своей толщины.

МДО по традиционной технологии в течение 90 мин позволяет получать на АД0 покрытия толщиной около 205 мкм, которые выступают за исходную поверхность детали примерно на 80 мкм, обеспечивая прирост ее размера на 160 мкм [6]. МДО в растворе с мелкодисперсным корундом в течение 90 мин обеспечивает формирование на АД0 покрытий толщиной около 240 мкм, которые выступают за исходную поверхность примерно на 120 мкм, обеспечивая прирост размера на 240 мкм. То есть использование мелкодисперсного корунда при МДО алюминия АД0 позволяет повысить толщину покрытий примерно на 17 %, а прирост размеров деталей примерно на 50 %.

При дальнейших исследованиях зеренного строения, фазового состава и физико-механических свойств покрытий интервалы варьирования C , r и длительности МДО были уменьшены. C изменяли от 30 до 70 г/л, r – от 3...5 до 7...10 мкм, поскольку именно эти интервалы значений C и r соответствуют получению покрытий максимальной толщины, а как было показано ранее [1], покрытиям с повышенной толщиной свойственны более высокое содержание корунда и повышенные значения физико-механических свойств. Длительность МДО изменяли от 60 до 90 мин с целью получения покрытия достаточной толщины для проведения фрактографического и рентгенофазового анализа. Особое внимание уделяли

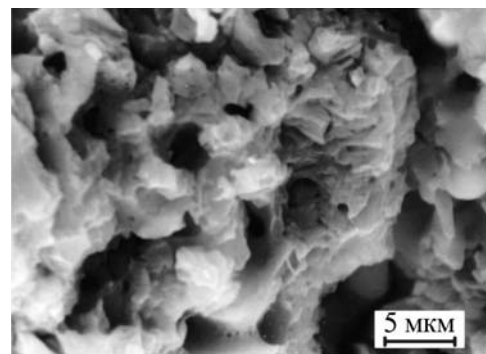


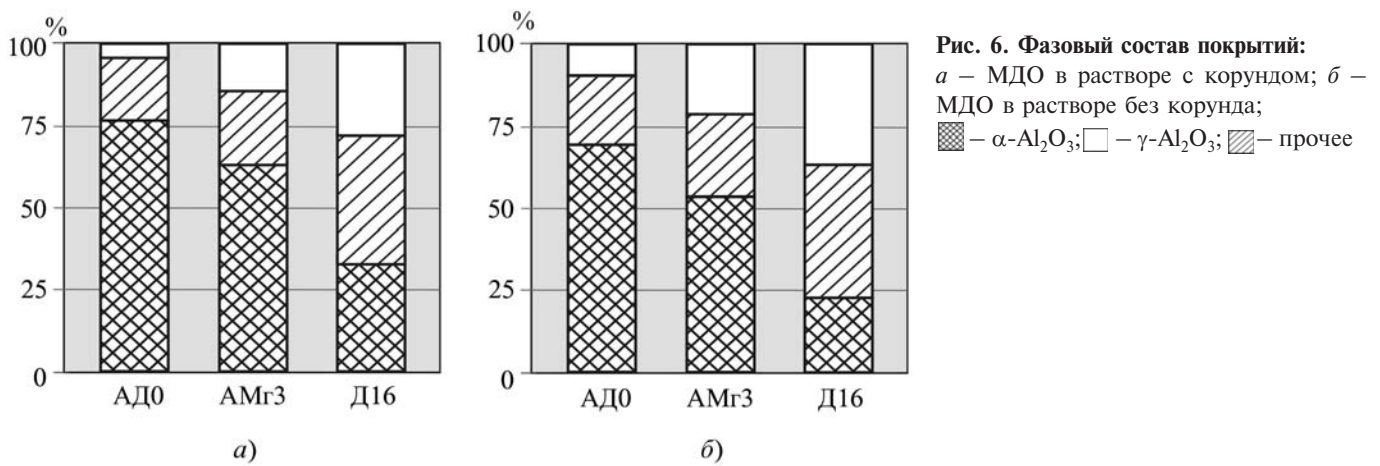
Рис. 5. Фрагмент микрофрактограммы покрытия в средней зоне

покрытиям, сформированным МДО в течение 90 мин за три стадии с постепенным увеличением r .

Установлено, что изменение C и r в диапазонах исследований не оказывает значимого влияния на размеры зерен и характер межзеренной связи формируемого покрытия. Более того, исследованиями не выявлено значимых отличий в зеренном строении у покрытий, формируемых по традиционной технологии МДО (в растворах без корунда), и у покрытий, формируемых МДО в растворах с мелкодисперсным корундом. На рис. 5 показан фрагмент поперечной микрофрактограммы покрытия на АД0, характерный для средней зоны покрытия, из которого следует, что размеры большинства зерен формируемых покрытий находятся в интервале 3...7 мкм, т.е. примерно соответствуют размерам добавляемых частиц корунда.

Доказано, что покрытия, формируемые в растворах с мелкодисперсным корундом, имеют повышенное содержание данного вещества. Диаграммы на рис. 6 отражают фазовый состав покрытий, формируемых МДО длительностью 90 мин в растворах с корундом за три стадии с постепенным увеличением r от 3...5 до 7...10 мкм при $C = 50$ г/л (рис. 6, *a*), и покрытий, формируемых по традиционной технологии МДО в растворах без корунда. Из диаграмм следует, что добавление корунда в электролит вызывает увеличение в составе покрытия доли кристаллического оксида алюминия на 7...16 %, а доли корунда на 6...45 %. Установлено, что покрытия, формируемые с постепенным увеличением r от 3...5 до 7...10 мкм, имеют более высокое содержание кристаллического оксида алюминия (на 4...5 %) и более высокое содержание корунда (на 3...8 %), чем покрытия, формируемые при постоянных значениях r .

Данные, представленные в таблице, отражают возможности МДО и показывают, что по сравнению с МДО по традиционной технологии, МДО в растворах с мелкодисперсным корундом обеспечивает повышенные значения толщины покрытий δ , увеличения



Свойства формируемых покрытий

Способ получения	Материал детали	δ , мкм	Δh , мкм	H , ГПа	ρ , Ом·м	U , В	E , В/мкм	I , мкм
МДО в растворе без корунда	AD0	204,25	161,15	23,41...17,20	$1,4 \cdot 10^{13}$	2904,19	14,22	14,75
	AMr3	174,32	134,26	20,45...15,60	$1,1 \cdot 10^{13}$	2391,47	13,72	18,81
	D16	133,47	97,09	16,09...12,45	$0,5 \cdot 10^{13}$	1681,70	12,60	23,17
МДО в растворе с корундом	AD0	240,25	240,83	23,82...19,33	$1,6 \cdot 10^{13}$	3522,07	14,66	12,92
	AMr3	197,82	193,04	21,19...17,52	$1,3 \cdot 10^{13}$	2818,94	14,25	16,95
	D16	151,31	139,92	16,67...14,36	$0,7 \cdot 10^{13}$	1998,81	13,21	19,64

размеров деталей Δh , твердости H , напряжения пробы U , электрической прочности E , удельного электрического сопротивления ρ и пониженные значения линейного износа I . При этом применение

мелкодисперсного корунда увеличивает себестоимость обработки на 5...10 %.

Установленным фактам можно дать следующее объяснение. Мелкодисперсные частицы корунда поляризуются в процессе МДО под воздействием ионных комплексов, образуемых в растворе едкого кали и борной кислоты с добавкой оксида хрома. Это приводит к аккумуляции поляризованных частиц на оксидируемой поверхности, испытывающей действие микродуговых разрядов. Далее в процессе возникновения микродуговых разрядов частицы попадают в зону действия микродуги и включаются в структуру покрытия, причем с увеличением длительности МДО и ростом толщины покрытия пробои происходят при возрастающих значениях разности потенциалов с увеличением размеров кратеров пробы и повышением выделяющейся энергии, что способствует включению в структуру покрытия более крупных частиц корунда. Именно по этой причине эффективна реализация МДО с постоянным увеличением размера частиц корунда. На рис. 7 показана схема формирования покры-

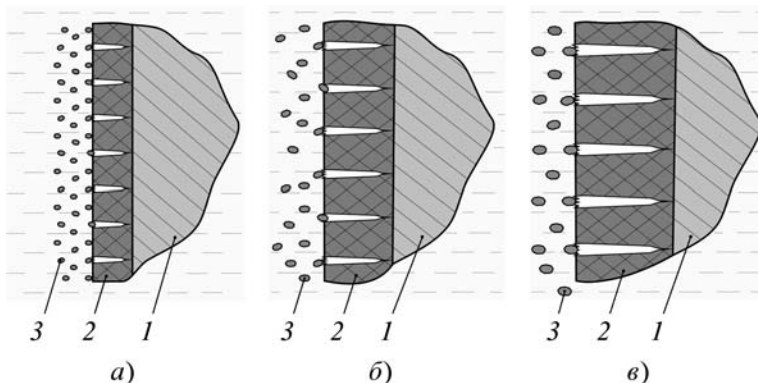


Рис. 7. Схема МДО с увеличением размеров основных фракций r частиц корунда:

a – 1-я стадия ($r = 3...5$ мкм); b – 2-я стадия ($r = 5...7$ мкм); c – 3-я стадия ($r = 7...10$ мкм); 1 – материал детали; 2 – покрытие; 3 – частицы корунда

тия при реализации МДО за три стадии с постепенным увеличением размера частиц корунда.

Электрические пробои покрытия, возникающие в процессе дальнейшей обработки, вызывают протекание рекристаллизационных процессов, в результате которых частицы корунда приобретают такие же формы и размеры, как и зерна, сформировавшиеся в результате взаимодействия кислорода и алюминия в процессе МДО. Поэтому зеренная структура данных покрытий практически не отличается от структуры покрытий, формируемых по традиционной технологии МДО, однако дополнительное включение в покрытие корунда приводит к увеличению его толщины и повышению физико-механических свойств.

Сочетание максимальной производительности МДО в растворах с мелкодисперсным корундом и повышенных физико-механических свойств достигается при определенных значениях концентрации частиц корунда в растворе и размера его основной фракции. Концентрация должна быть достаточной для массопереноса корунда в зону микродугового разряда, но не препятствовать свободному доступу электролита к поверхности детали, поэтому рациональной является концентрация корунда около 50 г/л. Средний размер частиц корунда должен быть сопоставимым со средним размером зерен формируемого покрытия, но в связи с тем, что с повышением длительности МДО от 10 до 90 мин средний размер зерен покрытия увеличивается [7], целесообразно постепенно увеличивать и средний размер частиц корунда от 3...5 до 7...10 мкм.

Полученные результаты позволяют утверждать, что МДО в растворах с мелкодисперсным корундом является перспективным направлением повышения производительности МДО деталей из алюминиевых

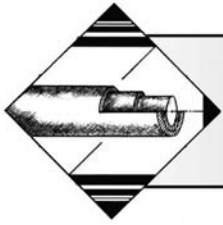
сплавов и увеличения физико-механических свойств формируемых покрытий, а также открывает новые возможности по увеличению (восстановлению) геометрических размеров деталей.

По представленной разработке поданы 2 заявки на получение патента РФ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Атрошенко Э.С., Чуфистов О.Е., Казанцев И.А. и др. Формирование структуры и свойств покрытий, получаемых микродуговым оксидированием, на изделиях из алюминиевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 10. С. 34–38.
2. Чуфистов О.Е., Демин С.Б., Чуфистов Е.А. и др. Применение кислородного барботирования электролита в процессе микродугового оксидирования деталей из алюминиевых сплавов // *Практика противокоррозионной защиты*. 2008. № 1 (47). С. 42–48.
3. Чуфистов О.Е., Борисков Д.Е., Чуфистов Е.А. Микродуговое оксидирование деталей из алюминиевых сплавов с генерацией синглетного кислорода вблизи оксидируемых поверхностей // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2007. № 11. С. 16–20.
4. Титце Л., Айхер Т. *Препаративная органическая химия: реакции и синтеза в практикуме органической химии и научно-исследовательской лаборатории: пер. с нем.* М.: Мир, 1999. 704 с.
5. Колеров О.К., Скрябин В.Г., Кальшенко М.Ф. и др. О рентгенодифрактометрическом исследовании тонкой структуры поликристаллов // *Заводская лаборатория*. 1985. № 9. С. 46–48.
6. Чуфистов О.Е. Изменение геометрических размеров изделий из алюминиевых сплавов в процессе обработки анодным оксидированием // *Практика противокоррозионной защиты*. 2006. № 3 (41). С. 49–53.
7. Чуфистов О.Е. Возможность повышения равномерности структуры покрытий, получаемых на алюминии и его сплавах МДО: сб. статей IX междунар. научн.-практ. конф. "Новые химические технологии: производство и применение". Пенза: ПДЗ, 2007. С. 85–89.





Пластическое деформирование режущих элементов сложной геометрии из быстрорежущих сталей

Приведены экспериментальные данные по исследованию быстрорежущей стали P9K5. Установлены оптимальный режим термической обработки стали для достижения максимальных пластических характеристик и продолжительность времени пребывания в состоянии повышенной пластичности, необходимой для получения элементов сложной геометрии в холодном состоянии.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, пластическое деформирование, холодное деформирование.

Experimental data on research of high speed steel P9K5 are resulted. Became established an optimum mode of thermal processing for achievement of the maximum plastic characteristics and duration of time of stay in a condition of the raised plasticity necessary for reception of elements of difficult geometry in a cold condition.

Keywords: high speed steel, plastic deformation, cold deformation.

Введение

Быстрорежущие стали – это группа сталей, которые в результате термической обработки получают высокую твердость, прочность и износостойкость при повышенных температурах, необходимые для обработки материалов резанием [1]. Быстрорежущие стали применяют для режущих инструментов, работающих в условиях значительного нагружения и нагрева рабочих кромок. Инструмент из быстрорежущих сталей обладает высокой стабильностью физико-механических свойств.

При изготовлении режущего инструмента возникает ряд трудностей, главная из которых связана с получением режущих элементов сложной геометрии из быстрорежущей стали путем пластического деформирования.

Известно, что быстрорежущие стали имеют высокую сопротивляемость пластической деформации, их пластичность увеличивается с повышением температуры и в районе закалочных температур становится максимальной. Для снижения твердости и улучшения обработки резанием быстрорежущую сталь послековки подвергают отжигу при температуре 860...880 °С [1]. Но даже отожженная сталь, несмотря на относительно низкую твердость, обладает повышенным сопротивлением пластической деформации, что затрудняет деформирование в холодном состоянии.

Особый интерес представляет концевой фрезерный инструмент с винтовой режущей частью. Имея ряд преимуществ, оказывающих большое влияние на процесс резания, такой инструмент получил широкое распространение в инструментальной промышленности. Угол наклона винтовых зубьев обеспечивает плавность хода и равномерность фрезерования вследствие постоянства поперечного сечения срезаемой стружки в каждый момент времени. Концевые фрезы с винтовым зубом обладают более высокой стойкостью по сравнению с прямозубыми фрезами и широко применяются при изготовлении деталей машин.

Требования экономии быстрорежущей стали, повышения качества инструмента и эффективности его применения при металлообработке обуславливают необходимость изготовления составного и сборного инструмента, оснащенного режущими пластинами из быстрорежущей стали. Зубья такого инструмента можно выполнять из проката, имеющего наименьшую карбидную неоднородность, что значительно повышает стойкость концевых фрез [1, 2].

Имеющиеся способы получения винтовых пластин из быстрорежущей стали, такие как горячее гидродинамическое выдавливание винтовых пластинок, скрутка пластин, запрессованных в корпус из конструкционной стали, гибка заготовок пластины в винтовую форму в оправке с предварительным нагре-

вом основаны на их горячем деформировании [2–4]. Нагрев заготовок до закалочных температур $\sim 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ при горячем деформировании усложняет технологический процесс из-за применения специального нагревательного оборудования и контрольной аппаратуры, ограничения во времени и температуре, а также использования специальных методик контроля. Даже небольшие отклонения параметров приводят к появлению дефектов, таких как обезуглероживание быстрорежущей стали и возникновение трещин.

Основной задачей работы стало проведение экспериментальных исследований, направленных на получение режущих элементов сложной геометрии путем пластического деформирования в холодном состоянии.

Обрабатываемость в холодном состоянии быстрорежущей стали определяется не только пластичностью (как при горячей деформации), но и прочностными свойствами, поскольку при низких температурах значения предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и твердости сильно различаются в зависимости от состава и структуры стали. В операциях, при которых происходит течение стали (вытяжка, высадка), лучшая обрабатываемость создается при низком пределе текучести и пониженном отношении $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}}$. Деформация протекает в этом случае более равномерно в результате упрочнения деформируемых участков. В таких условиях не требуется получать возможно низкий предел прочности ($\sigma_{\text{в}}$). В этих условиях способность принимать обработку давлением больше зависит от характера напряженного состояния, создающегося при деформировании.

Пластичность материала определяют по величине относительного удлинения и сужения. Известно, что у быстрорежущих сталей эти характеристики наибольшие после операции отжига. Но существует и другой способ повышения относительного удлинения и сужения, а также снижения предела текучести.

Ю.А. Геллер [1] описывает термическую обработку – *карбидную закалку* (КЗ), которая снижает предел текучести и повышает пластичность, что улучшает способность стали принимать холодную деформацию (волочение, рубку). Повышение пластичности стали достигается быстрым охлаждением с температур ниже области A_1 , а именно: с $730\text{...}750\text{ }^{\circ}\text{C}$ для вольфрамовых сталей P18, P12; с $710\text{...}730\text{ }^{\circ}\text{C}$ для вольфрамомолибденовых P6M5, P8M3, 10P8M3 [2].

Большее снижение предела текучести и возрастание относительного удлинения и сужения наблюдаются у вольфрамовых сталей и меньше у вольфрамомолибденовых [2]. Обработку рекомендуют выполнять непосредственно перед холодной деформацией,

так как повышение пластичности, создаваемое КЗ, с течением времени уменьшается, а затем исчезает.

По данным микроанализа [1] структурные изменения, приводящие к снижению предела текучести и росту пластичности, не обнаружены. Предположительно – это следствие устранения в структуре некоторого количества частиц фазоупрочнителей, затрудняющих сдвиг.

Исследовательская часть

Материалом для изготовления образцов и проведения испытаний была выбрана полосовая быстрорежущая сталь марки P9K5, обладающая повышенной вторичной твердостью, теплостойкостью, удовлетворительной прочностью и вязкостью (рис. 1). Инструмент, изготовленный из кобальтовой стали, предназначен для обработки углеродистых и легированных конструкционных сталей на повышенных режимах резания, а также труднообрабатываемых материалов.

Задачей экспериментальных исследований было определение оптимальных режимов термической обработки образцов из быстрорежущей стали P9K5, для получения максимальной пластичности. Для испытаний было взято 18 образцов одинаковой формы и размеров (см. рис. 1). Образцы подвергали нагреву в печи до температуры $730\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержке и последующему охлаждению с различной скоростью. После чего определяли пластические свойства образцов испытаниями на изгиб (рис. 2). Параметры термической обработки и результаты испытаний образцов (среднеарифметические значения) приведены в табл. 1.

Экспериментально установлено, что максимальные пластические свойства быстрорежущей стали P9K5 соответствуют наибольшему углу загиба $\Delta = 82^{\circ}$ и приобретаются после нагрева до температуры $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим охлаждением в масле. Для сравнения угол загиба отожженной стали P9K5 $\Delta = 28^{\circ}$.

Для определения продолжительности времени пребывания образцов в состоянии повышенной пластичности и сил, необходимых для получения винто-

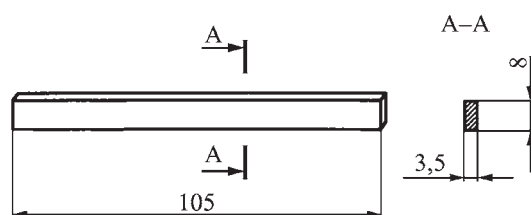


Рис. 1. Размеры образца для изготовления винтовых пластин

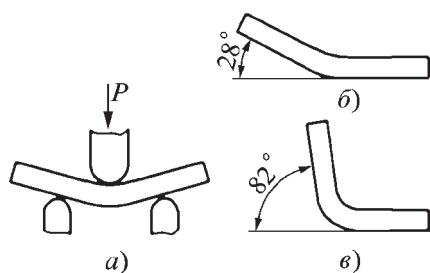


Рис. 2. Схема испытаний для определения угла загиба образцов из быстрорежущей стали P9K5 (а) и примеры результатов испытаний (б, в)

вых пластин, в течение 45 сут проводились эксперименты.

Для испытаний и последующей гибки пластин в винтовую форму использовали установку (рис. 3), состоящую из специально разработанного устройства [5], обеспечивающего при гибке фиксацию пластины в первоначальном, промежуточном и конечном положениях и динамометрического устройства, фиксирующего силовые режимы нагружения.

Нагружение образца выполняли поворотом рукоятки 2 устройства, состоящего из набора дисков 5, свободно вращающихся на телескопическом валу 4. На концах устройства установлены поворотные кронштейны 3, предназначенные для крепления пластины 6. В дисках 5 имеются пазы, в которые вставляется пластина 6. Координата, форма и размеры паза выполнены в соответствии с конструкторской документацией на фрезу и определяют положение пластины в любом поперечном сечении, в любой момент времени при выполнении операции гибки.

В исходное положение концы пластины на расчетном отрезке, определяющем длину винтовой линии, закрепляли в поворотных кронштейнах 3. Гибку выполняли поворотом телескопического вала 4, один конец которого предварительно закрепляли в тисках. Одновременно с вращением вал начинал переме-

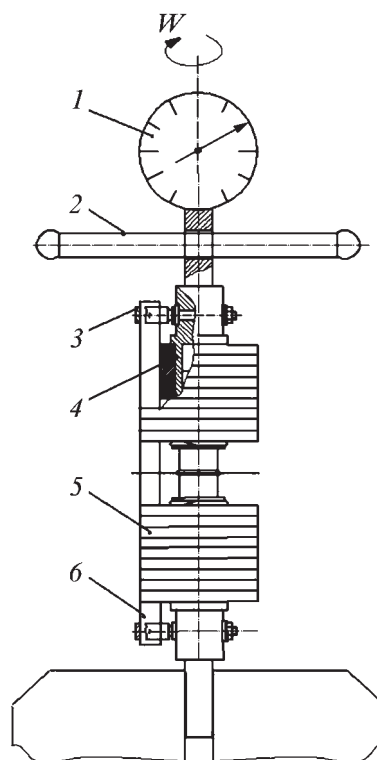


Рис. 3. Установка для холодного формообразования винтовых пластин

щаться по продольной оси, уменьшая свою длину, при этом пластина, установленная в пазе каждого вращающегося диска, перемещается по винтовой линии, а геометрические размеры и координаты паза фиксируют угол, шаг и диаметр винтовой линии (спирали) практически в каждом сечении, тем самым гарантируя необходимые точные размеры и положение в пространстве винтовой пластины.

С помощью динамометрического устройства 1 (см. рис. 3) определяли силы, необходимые для получения точной винтовой пластины (спираль с углом 40°, шагом 149,61). Величина крутящего момента, не-

Таблица 1

Влияние режимов и условий термической обработки на значения угла загиба образцов

Номер образца	Вид ТО	Температура нагрева, °С	Время выдержки, ч	Условия охлаждения	Среднее значение угла загиба, °
1	КЗ режим № 1	730	2	Воздух	72
2	КЗ режим № 2	730	2	Вода	64
3	КЗ режим № 3	730	2	Масло	82
4	Отжиг	870	Не более 10	Печь до 600 °С, воздух	28

Таблица 2

Крутящий момент, необходимый для получения винтовой пластины с углом 40°

Число суток с момента проведения ТО образцов	Неприлегание пластины к опорным поверхностям эталона, мм	Крутящий момент, Н·м
1	0,01	65
2	0,01	67
4	0,03	70
10	0,03	70
12	0,03	71
18	0,03	72
20	0,05	76
22	0,05	76,5
24	0,08	77
26	0,25	80
33	1,43	90
45	1,91	110

обходимого для получения винтовых пластин из образцов, и отклонения точных размеров винтовой линии, выраженные неприлеганием пластины к опорным поверхностям (винтовой поверхности) эталона, с течением времени приведены в табл. 2.

На графике (рис. 4) представлены изменения механических свойств быстрорежущей стали Р9К5 с течением времени, где видно, что наименьшее значение предела текучести и наибольшее значение относительного удлинения и сужения сохраняются в течении 22 сут после КЗ. Этот срок и является максимально возможным для пластического деформирования пластин Р9К5 в холодном состоянии.

Точность геометрической формы пластины, угол наклона винтовой линии, диаметр и шаг проверяли по эталону винтовой поверхности (рис. 5).

Далее были рассмотрены структурные изменения, происходящие в быстрорежущей стали после проведения термической обработки и с течением времени.

Из работы [2] известно, что обычным микроанализом не обнаружены структурные изменения, приводящие к снижению предела текучести и росту пластичности. Предположительно, при нагреве растворяются дисперсные третичные карбиды, возможно цементитного типа, присутствующие в отожженной стали по границам зерен и некоторым кристаллогра-

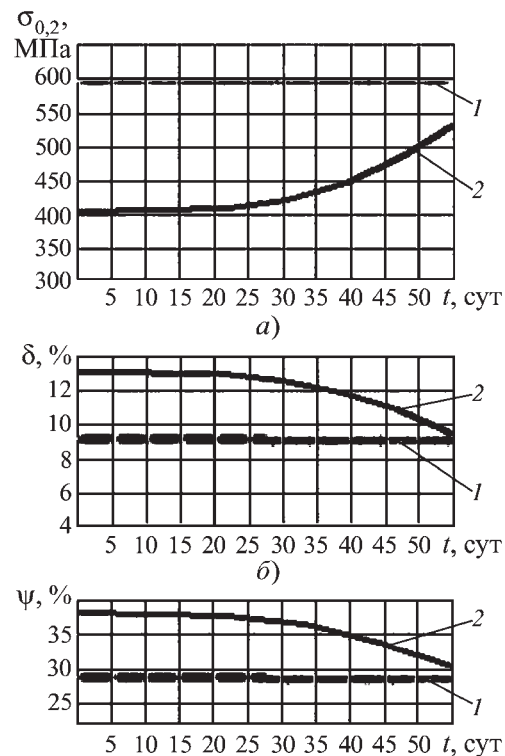


Рис. 4. Зависимость изменения механических свойств $\sigma_{0,2}$ (а), δ (б) и ψ (в) быстрорежущей стали Р9К5 от времени: 1 – после отжига; 2 – после КЗ

фическим плоскостям. При 680...770 °С увеличивается растворимость углерода в α -фазе; при нагреве до 750...770 °С возможно также растворение небольшого количества карбидов эвтектоида. Протекание такого процесса подтверждается возрастанием электросопротивления [2].

В связи с вышеизложенным проведены измерения удельного электросопротивления стали Р9К5 во всех состояниях пластичности после термической обработки КЗ.

Измерения электросопротивления быстрорежущей стали Р9К5 проводили на приборе ИУС-4 после различных режимов термической обработки КЗ и во всех состояниях пластичности при температуре 20 °С.

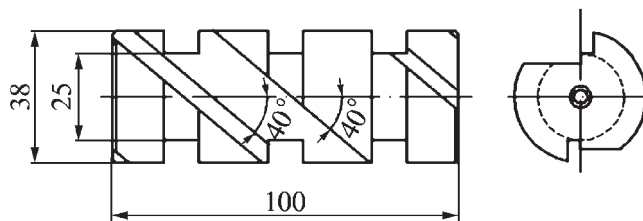


Рис. 5. Схема эталона для определения параметров винтовой линии образцов

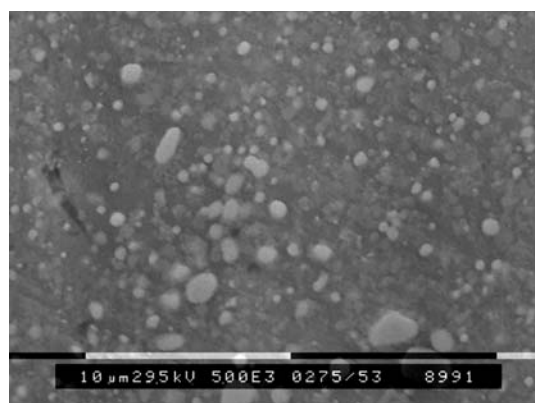
Таблица 3

Средние значения удельного электросопротивления стали Р9К5

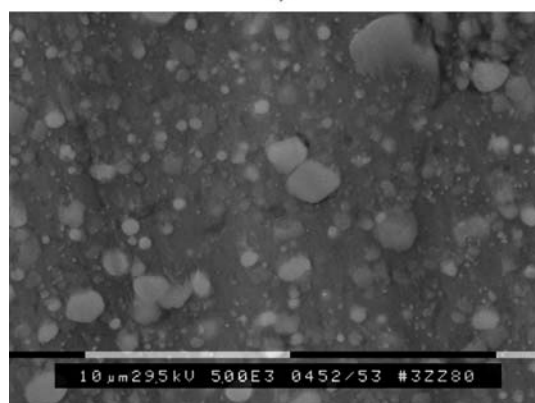
Вид ТО (режим по табл. 1)	Удельное электросопротивление, Ом·м
После КЗ режим № 1	$0,820 \cdot 10^{-6}$
После КЗ режим № 2	$0,803 \cdot 10^{-6}$
После КЗ режим № 3	$0,829 \cdot 10^{-6}$
После отжига	$0,780 \cdot 10^{-6}$

Средние значения результатов измерений приведены в табл. 3.

Действительно, по результатам измерений электросопротивления можно судить об изменениях структуры быстрорежущей стали Р9К5, происходящих после КЗ. Как описано выше, протекание такого процесса для стали Р18 подтверждается возрастанием



а)



б)

Рис. 6. Микроструктура образцов из стали Р9К 5 (×5000): а – после отжига; б – после карбидной закалки

электросопротивления: с $0,306 \cdot 10^{-6}$ до $0,315 \cdot 10^{-6}$ Ом·м. В данном случае для стали Р9К5 с повышением пластичности электросопротивление возрастает с $0,780 \cdot 10^{-6}$ до $0,829 \cdot 10^{-6}$ Ом·м.

При металлографическом анализе образцов с применением электронного микроскопа SEM 525-М при увеличениях от 1000 до 5000 крат выявлены особенности микроструктурных изменений.

Микроструктура отожженной стали Р9К5 характеризуется дисперсным содержанием вторичных и третичных карбидов на фоне мелкодисперсного перлита (рис. 6, а). В микроструктуре стали Р9К5 (рис. 6, б), подверженной КЗ, наблюдается изменение расположения некоторой части карбидов, незначительное увеличение основного карбида М6С (с 2,56 до 2,9~3,2 мкм), вместе с этим явное уменьшение (растворение) некоторого количества дисперсных карбидов. Что может свидетельствовать о возможности повышения величины предела текучести. Известно, что у быстрорежущих сталей величина предела текучести определяется особенностями распределения карбидов. Изменение расположения некоторой части карбидов может снижать предел текучести без изменения предела прочности и твердости [1].

Выводы

1. Реальная возможность получения винтовых пластин путем холодного деформирования, производимого после термической обработки КЗ в специально разработанном устройстве.
2. Оптимальный режим термической обработки для достижения максимальных пластических характеристик быстрорежущей стали Р9К5.
3. Продолжительность времени пребывания стали в состоянии повышенной пластичности, необходимой для получения точной винтовой линии в холодном состоянии без обратных деформаций пластин.
4. Зависимость изменения механических свойств быстрорежущей стали Р9К5 с течением времени.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Metallurgia, 1983. 527 с.
2. Филиппов Г.В. Режущий инструмент. Л.: Машиностроение, 1981. 392 с.
3. Касурин Е.В., Смирнова Е.Т., Токарев В.П. Изготовление концевых фрез с винтовыми пластинками из быстрорежущей стали // Авиационная промышленность. 1984. № 9. С. 50.
4. Балков В.П. Высокопроизводительный режущий инструмент и прогрессивные технологические процессы его изготовления: сб. тр. М.: ВНИИинструмент, 1987. 137 с.
5. Пат. №2323812 Российская Федерация, В 23 Р 15/34, С 21 D 9/22. Способ изготовления винтовых пластин из быстрорежущей стали и устройство для его осуществления / Н.А. Астафьева, А.Г. Астафьев, С.А. Зайдес. Опубл. 05.10.2008.

УДК 621.791.92

М.А. Глебова, А.Б. Корнев, В.В. Глебов (Волжская государственная академия
водного транспорта, г. Н. Новгород)
E-mail: rt@aquasci-nnov.ru

Эффективность защитной способности газотермических покрытий при высокотемпературной эксплуатации

Приведены результаты исследований жаростойкости электродуговых покрытий на воздухе и в продуктах сгорания дизельного топлива в зависимости от состава и толщины. Установлено, что эффективность защитной способности однослойного жаростойкого покрытия можно повысить нанесением второго слоя из алюминия и последующим термодиффузионным отжигом. Сделано предположение о влиянии покрытия на жаропрочность основного металла.

Ключевые слова: электродуговое покрытие, жаростойкость, термоциклирование, продукты сгорания, микроструктура, микротвердость, жаропрочность.

Test data and explorations of refractoriness of electric arc coatings depending on composition and width with reference to high-temperature maintenance in products of combustion are resulted reduced. It is fixed, that efficiency of a protective power of single-layer temperature-resistant cover can be increased drawing of the second course from aluminium and the subsequent annealing. The conjecture of effect of cover on heat resistance of parent metal is made.

Keywords: electric arc coating, heat resistance, thermocycling, produce of burning, microstructure, microhardness, heat resistance.

Детали топочных агрегатов (жаровых труб, паровых котлов, зерносушилок, турбин и т.п.) изготавливают либо из жаростойких сталей, либо из простых сталей с огнеупорной футеровкой [1]. Высокая стоимость жаростойких сталей, легированных хромом и никелем, ограничивает их применение. Топочные агрегаты из простой стали с футеровкой трудоемки как при изготовлении, так и при восстановлении деградировавшего в процессе эксплуатации металла. При работе материалы топок испытывают агрессивное воздействие среды и циклическое влияние теплосмен и нагрузок. Обеспечение необходимой конструкционной прочности и жаростойкости материала, технологичности изготовления и ремонта, экономичности требуют поиска новых материалов и технологий изготовления топочных агрегатов. В этой связи интересен опыт применения газотермических покрытий для защиты от высокотемпературной коррозии различных топочных агрегатов [2]. Покрытием на основе никеля (% мас.: 0,1...20 – Cr, 0,1...7 – Si, 0,1...5 – В, до 8 % – Fe) защищают детали камер сгорания паровых котельных агрегатов от окисления и коррозионного воздействия продуктов сгорания топлива.

С целью повышения жаростойкости, стойкости к схватыванию и сопротивления эрозионному изнашиванию авиационная фирма "Pratt Whitney Aircraft" использует плазменные покрытия состава: 69 % Ni, 14 % Cr, 8 % Fe, 3,5 % Al, 5,5 % BN. Алюминий, присаживаемый к нихрому, повышает сопротивление окислению. Нитрид бора используют в качестве твердой смазки. Газотермические напыленные покрытия

фирма использует и при капитальном ремонте двигателей [3]. Керамическое покрытие применяют для снижения температуры конструкционного материала в камерах сгорания и форсажных камерах авиационных газовых турбин [4]. Теплозащитный слой из керамики MgO, ZrO в смеси со сплавом NiAl повышает в 3 раза срок службы камеры сгорания реактивного двигателя самолета. Газотермические покрытия из Al₂O₃ и ZrO₂ на подслое из нихрома на деталях камеры сгорания дизельного двигателя способствуют более полному сгоранию топлива и уменьшению нагароотложений как на стенках самой камеры сгорания, так и на деталях цилиндропоршневой группы.

Эффективность применения газотермических покрытий в практике изготовления топочных агрегатов объясняется широкими возможностями технологии газотермического напыления, универсальностью в отношении применяемых материалов. Высокими защитными свойствами в условиях высокотемпературной коррозии обладают покрытия из сплавов системы Ni–Al и Ni–Cr, оксидов Al₂O₃ и ZrO₂. Однако известные примеры повышения жаростойкости материалов высокотемпературного оборудования относятся к использованию плазменных или газоплазменных газотермических покрытий. Применение электродугового напыления, отличающегося высокой производительностью оборудования и отсутствием потребности в дефицитных газах, для защиты от окисления известно только в практике алитирования. Электродуговое алюминиевое покрытие толщиной

0,3 мм при работе изделий на воздухе при температуре ниже 600 °С хорошо защищает сталь от окисления без дополнительной термической обработки. Во многих случаях, когда рабочая температура изделия превышает 700 °С, начинается быстрая диффузия алюминия в железо, что резко снижает время эксплуатации изделия. Ресурс алюминиевого покрытия определяется рабочей температурой и толщиной слоя покрытия. При снижении концентрации алюминия в железе ниже 6...10 % происходит резкое снижение жаростойкости.

Нанесение жаростойких материалов электродуговым методом известно, однако, для обеспечения других функциональных свойств, например, в качестве подслоя. Так, под антифрикционные покрытия при электродуговом напылении применяется жаростойкий материал из цельнотянутой биметаллической проволоки (BondArc-75E) следующего состава, %: Ni – 95, Al – 5. Повышенная прочность сцепления этого покрытия основана на экзотермической реакции при химическом взаимодействии никеля и алюминия в процессе нагрева и плавления с образованием алюминидов никеля. Порошковым аналогом проволоки BondArc-75E является порошок ПТ-Ю5Н по ТУ 14-1-3926–85, выпускаемый НПО "Тулачермет", используемый для плазменного и газопламенного напыления. Легирование никеля алюминием улучшает сопротивление к окислению сплава при температурах до 800 °С. Никель-алюминиевую проволоку BondArc-75E применяет английская фирма Metallisation Limited для увеличения прочности сцепления со сталями, сплавами на основе титана, тантала и алюминия. При этом прочность сцепления с чистой поверхностью стали составляет 28,96 МПа, с предварительно опескоструенной поверхностью – 33,09 МПа. Твердость по Виккерсу составляет 170...200 НВ.

Сплавы никеля с хромом имеют более высокую жаростойкость, чем никель с 5% Al. Высокая жаростойкость нихромовых сплавов объясняется тем, что окисная пленка при высоких температурах обогащается окислами хрома типа Cr_2O_3 и создает барьер, препятствующий диффузии ионов никеля и кислорода через пленку. Порошок ПХ20Н80 (ГОСТ 13084, производство НПО "Тулачермет"), рекомендуется в качестве жаростойкого покрытия в окисляющих атмосферах до 950 °С. По составу проволоочным аналогом этого порошка является проволока наплавочная Нп-Х20Н80Т, ГОСТ 10543–98. Легирование титаном сплава Ni–Cr повышает его жаропрочные свойства.

Интерес представляет исследование электродуговых покрытий из жаростойких материалов применительно к условиям работы топочных агрегатов. В дан-

ной работе была поставлена задача, исследовать их жаростойкость и термостойкость для защиты дешевой и недефицитной конструкционной стали. Для сравнения исследовали известное жаростойкое покрытие ПН85Ю15, полученное плазменным напылением. Электродуговое нанесение покрытий осуществляли аппаратами ЭДМ-5М и ЭМ-12М, а плазменное – с использованием установки УПУ-3Д. Изучаемые покрытия представляли аналоги жаростойких составов, рекомендуемых отечественной и зарубежной практикой, а также разрабатываемые вновь композиции покрытий.

Предварительную оценку защитной способности газотермических покрытий к высокотемпературной коррозии проводили на образцах из стали Ст3 в лабораторных условиях в интервале температур 600...1000 °С и устанавливали по изменению массы в относительных единицах ($г/м^2 \cdot ч$), табл. 1.

Исследовали плоские образцы размером 70×40×3 мм со скругленными кромками. Покрытие наносили на всю поверхность образцов. Продолжительность испытаний в лабораторной электрической печи состояла из 7 циклов по 7 ч с охлаждением до комнатной температуры. После каждого цикла проводили контроль массы образцов и вычисляли скорость коррозии.

Первоначально были проведены коррозионные испытания на воздухе при 1000 °С, что позволило отобрать наиболее работоспособные системы "сталь–покрытие". В результате испытаний при 1000 °С было установлено, что покрытие из жаростойкой стали 04Х19Н11М3 имеет высокую скорость коррозии (одного порядка со сталью Ст3) и не обеспечивает необходимую защиту от окисления. Плазменные покрытия (однослойное покрытие из сплава ПН85Ю15 и покрытие из сплава ПН85Ю15, комбинированное с оксидом Al_2O_3) обеспечивают высокую жаростойкость (на уровне стали 12Х18Н10Т), однако при продолжительном высокотемпературном воздействии охрупчиваются и скалываются. Сравнительные испытания жаростойкости при температурах 600 и 800 °С показали высокую защитную способность покрытий, полученных электродуговым напылением: однослойных из нихрома и двухслойных покрытий из нихрома и алюминия. Важно отметить, что с увеличением продолжительности испытаний у образцов с покрытием из нихрома скорость коррозии снижалась, что свидетельствует о повышении жаростойкости окисных пленок покрытия, очевидно, вследствие легирования их хромом. Скорость окисления хрома на воздухе низкая: в интервале 400...600 °С менее 10^{-6} $г/(м^2 \cdot ч)$, а в интервале 700...800 °С менее 10^{-4} ... 10^{-3} $г/(м^2 \cdot ч)$ [5].

Сравнительная скорость коррозии системы "сталь–покрытие"

№ п/п	Состав системы	T, °C	Скорость коррозии, г/м ² ч, при продолжительности испытаний, ч (циклов)		
			14 (2)	35 (5)	49 (7)
1	Сталь Ст 3 без Пк	600	7,20	7,24	–
		800	68,00	85,00	97,00
		1000	900,00	Прогар образцов	
2	Сталь 12Х18Н10Т без Пк	600	0,55	0,27	0,41
		800	0,35	0,78	0,74
		1000	1,77	8,80	10,35
3	Сталь Ст 3 + Пк Al 0,2 мм	600	7,20	7,24	–
		800	5,75	2,50	–
		1000	8,20	6,80	–
4	Сталь Ст 3 + Пк NiCr 0,2 мм	600	0,71	0,10	0,10
		800	1,00	0,62	0,31
		1000	1,70	2,65	2,64
5	Сталь Ст 3 + Пк NiCr 0,2 мм + Al 0,2 мм	600	0,10	0,10	0,10
		800	2,50	0,30	0,31
		1000	10,70	–	–
6	Сталь Ст 3 + Пк ПН85Ю15 0,2 мм	1000	3,33	0,37	Сколы Пк
7	Сталь Ст 3 + Пк ПН85Ю15 0,2 мм + Пк Al ₂ O ₃ 0,2 мм	1000	4,70	Сколы Пк Al ₂ O ₃	
8	Сталь Ст 3 + Пк из стали 04Х19Н11М3 0,4 мм	1000	300,20	Сколы Пк	

Примечание. Пк – сокращение от слова "покрытие".

Металлографическое исследование образцов с покрытием из Al после 2 ч нагрева в печи при 600 °C показало отсутствие изменений в структуре покрытия по сравнению с исходной после напыления структурой, сохраняются слоистость покрытия, микротвердость и поверхностный рельеф (рис. 1). Дальнейшее увеличение продолжительности нагрева приводит к сглаживанию рельефа и уплотнению покрытия. На границе контакта образуется плотная окисная пленка с хорошим сцеплением со стальной основой образца.

При повышении температуры нагрева до 800 °C наблюдается образование диффузионного слоя толщиной до 30 мкм уже за первые 2 ч выдержки, увеличивается микротвердость, толщина покрытия становится неравномерной 100...300 мкм (рис. 2).

Микротвердость покрытия резко увеличивается, отмечается рост зерна в приграничной зоне основного металла. В соответствии с диаграммой состояния Fe–Al железо и алюминий образуют различные ин-

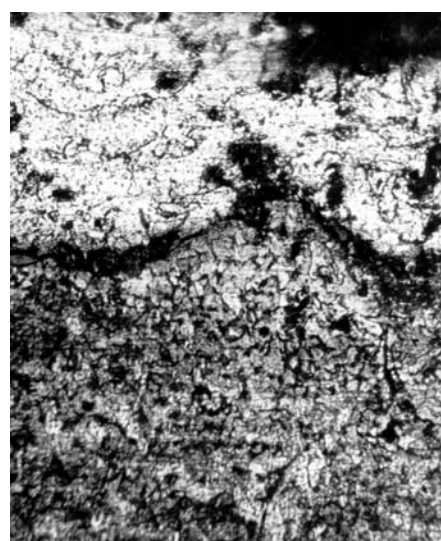


Рис. 1. Микроструктура покрытия из Al после 2 ч выдержки при 600 °C (×300)



Рис. 2. Микроструктура покрытия из Al после 2 ч выдержки при 800 °С (×300)

терметаллидные соединения и твердый раствор алюминия в железе. При 800 °С за 2 ч выдержки на границе контакта образуется прослойка интерметаллидов состава FeAl толщиной до 30 мкм. Высокая микротвердость, а также микротрещины в районе отпечатков индентора микротвердомера свидетельствуют о высоких напряжениях в слое покрытия и возможности хрупкого разрушения слоя.

Исследование покрытия из нихрома показало, что при температуре 600 °С в течение 49 ч никаких видимых изменений в структуре покрытия не происходит. Однако в приповерхностном слое основного материала наблюдается повышенное окисление (рис. 3). Очевидно, покрытие имеет сквозные поры и проницаемо для кислорода воздуха. Для того чтобы уплот-

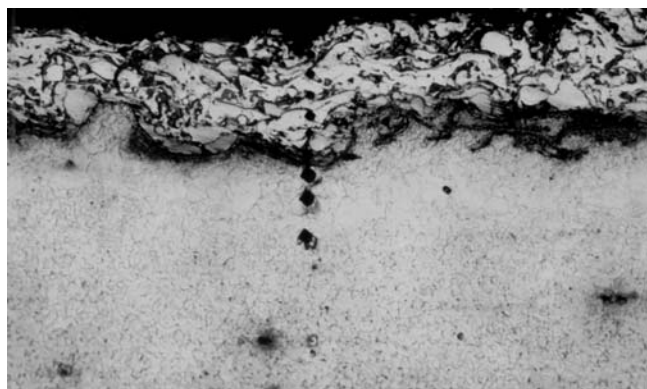


Рис. 3. Граница контакта покрытия X20N80 со сталью Ст 3 после 49 ч выдержки при 600 °С (×100)



Рис. 4. Микроструктура двухслойного покрытия NiCr + Al толщиной 0,2+0,2 мм и граница контакта со сталью после выдержки 7 ч при 1000 °С (×300)

нить нихромовое покрытие и повысить его защитную способность, использован технологический прием: нанесение поверхностного слоя алюминия толщиной 0,2 мм. После 7 ч обработки при 1000 °С на образцах с двухслойным покрытием окисление основы не наблюдается (рис. 4). На границе контакта покрытия с основным материалом образуется диффузионная зона толщиной 30...50 мкм.

Следующая группа изучаемых составов представлена системой электродуговых покрытий "1-й слой – жаростойкая сталь 04X19N11M3 + 2-й слой – алюминий". При металлографическом исследовании образцов после 7 ч обработки при 1000 °С на границе контакта слоев покрытий из стали и алюминия наблюдается сплавление (рис. 5). Отмечается повышение микротвердости алюминиевого покрытия, что соответствует по значениям величин полному набору интерметаллидов железа: FeAl, FeAl₂, FeAl₃, Fe₂Al₃. Окисления основы под двухслойным покрытием не наблюдается. Однако в приповерхностном слое основного металла происходят значительные диффузионные процессы, о которых свидетельствует образование мелкозернистой структуры на глубину до 150 мкм и повышенная микротвердость (рис. 6). Измельчение зерна основного материала может отрицательно сказаться на его жаропрочности. Известно, что при высоких температурах сплавы с крупнозернистой структурой показывают лучшую жаропрочность при одновременном ухудшении пластических свойств. В натуральных условиях металлические

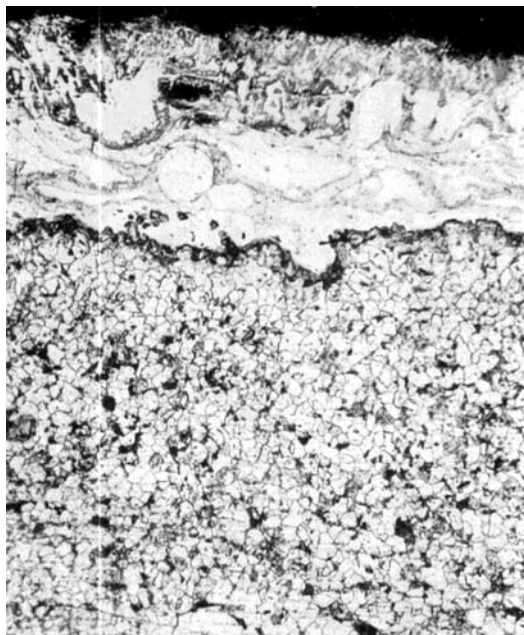


Рис. 5. Микроструктура покрытия сталь 04X19N11M3 + Al после выдержки 7 ч при 1000 °С (×100)

поверхности деталей испытывают воздействие не только окисления воздухом, но и влияние высокотемпературного потока агрессивных продуктов сгорания топлива и теплосмен с высокими скоростями нагрева и охлаждения.

Испытания на жаростойкость и термоциклирование были проведены в условиях, приближенных к натурным. Кассеты с образцами размещали на выходе высокотемпературного потока из камеры сгорания турбины, работающей на дизельном топливе. Испытания проводили в 2 этапа: 1-й этап – выдержка при температуре 650 °С в течение 50 ч и последующее термоциклирование 650 °С ↔ 50 °С на базе 500 циклов; 2-й этап – выдержка при температуре 750 °С в течение 50 ч и последующее термоциклирование 750 °С ↔ 50 °С на базе 50 циклов.

Термоциклирование проводили по следующему режиму: нагрев за 20...30 с до максимальной температуры, выдержка при максимальной температуре 30...40 с, охлаждение потоком воздуха скоростью 50 м/с в течение 2 мин. Испытания были ограничены температурой 750 °С, поскольку уже при температуре 800 °С наблюдали деформацию некоторых образцов при воздействии потока отходящих газов. На покрытия из нихрома и стали 04X19N11M3 наносили второй слой покрытия из алюминия. Применением термодиффузионного отжига ожидали легирование материалов покрытий алюминием, образование жаростойких интерметаллидов и плотных оксидов.

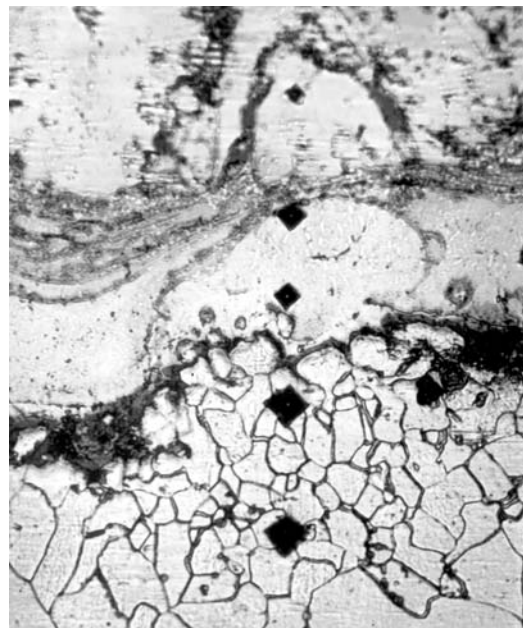


Рис. 6. Измельчение зерна основного материала в приконтактной зоне с покрытием сталь 04X19N11M3 + Al после выдержки 7 ч при 1000 °С (×300)

Алюминиевым слоем предполагали также добиться эффективной защитной способности покрытий путем уплотнения покрытия, снижения открытой пористости. Варианты испытываемых электродуговых покрытий представлены в табл. 2. Испытывали по 5 образцов на каждый вариант.

Осмотр образцов после первого этапа стендовых испытаний и металлографическое исследование позволили сделать важные наблюдения в поведении покрытий:

- 1) все трехслойные покрытия имеют тенденцию к расслоению по слою алюминия (варианты 6 и 10);
- 2) однослойное покрытие из нихрома толщиной ≥0,4 мм скалывается по границе контакта (вариант 1);
- 3) на покрытиях из алюминия без предварительного диффузионного отжига обнаружены полосы и капли алюминия, которые сдуваются высокотемпературным газовым потоком (вариант 11);
- 4) двухслойное покрытие сталь 04X19N11M3 (0,2 мм) + Al (0,2 мм) без предварительного диффузионного отжига расслаивается по слою алюминия (вариант 7).

Пластины с удовлетворительным состоянием поверхности покрытий после первого этапа были оставлены на второй этап испытаний.

После второго этапа испытаний состояние поверхности всех образцов было удовлетворительным. С шероховатой поверхности образцов вариантов 7 и 8 не удалось полностью удалить продукты сгорания. Тем не менее, взвешивание до и после испытаний позволило

Варианты и результаты натуральных испытаний электродуговых покрытий

№ п/п	Состав Пк по слоям	Толщина покрытия, мм	Предварительный термодиффузионный отжиг	Изменение массы после 2-го этапа использования, г (результат испытаний)
1	NiCr	0,4	Нет	- 0,09
2	NiCr + Al	0,2 + 0,2	Нет	- 0,08
3	NiCr + Al	0,2 + 0,2	1050 °С, 1, 5 ч	0
4	NiCr + Al	0,4 + 0,2	1000 °С, 7 ч	- 0,02
5	NiCr + Al	0,8 + 0,2	1000 °С, 7 ч	(Сколы Пк)
6	NiCr + Al + NiCr	0,2 + 0,2 + 0,2	Нет	(Расслоение)
7	Сталь 04X19Н11М3 + Al	0,2 + 0,2	Нет	+0,52
8	Сталь 04X19Н11М3 + Al	0,2 + 0,2	1000 °С, 7 ч	+0,33
9	Сталь 04X19Н11М3 + Al	0,4 + 0,4	1000 °С, 7 ч	(Сколы Пк)
10	Сталь 04X19Н11М3 + Al + +сталь 04X19Н11М3	0,2 + 0,2 + 0,2	Нет	(Расслоение)
11	Al	0,2	Нет	- 0,13
12	Al + пропитка	0,2	Нет	+ 0,24

Примечание. Пк – сокращение от слова "покрытие".

установить некоторые закономерности в защитной способности покрытий: нанесение второго слоя покрытия из алюминия совместно с предварительным термодиффузионным отжигом благоприятно влияет на жаростойкость образцов. Испытаниями установлено, что повышение толщины покрытий отрицательно влияет на термостойкость; трехслойные покрытия со средним слоем из алюминия склонны к хрупкому разрушению; наиболее высокая жаростойкость и термостойкость в натуральных условиях при 750 °С обеспечивается двухслойным покрытием из нихрома с алюминием общей толщиной не более 0,4 мм.

Выводы

1. Электродуговые покрытия из нихрома обеспечивают удовлетворительную защиту от окисления углеродистой низколегированной стали в интервале температур 650...750 °С.
2. Эффективность защитной способности электродугового покрытия из нихрома может быть повышена путем нанесения слоя алюминия толщиной до 0,2 мм.
3. Термодиффузионный отжиг двухслойного покрытия NiCr + Al увеличивает его защитную способность при температурах до 1000 °С;

4. Термостойкость электродуговых покрытий имеет зависимость от толщины и снижается с увеличением толщины.

5. Изменение структуры поверхностного слоя основного материала при высокотемпературных воздействиях свидетельствует о возможном изменении механических свойств и требует проведения механических испытаний для решения вопроса работоспособности системы "покрытие – основа".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гецов Л.Б.** Материалы и прочность деталей газовых турбин. М.: Недра, 1996. 591 с.
2. **Хокинг М.** Металлические и керамические покрытия: получение, свойства и применение. М.: Мир, 2000. 518 с. ISBN 5-03-002570-7.
3. **Быков И.Д.** Уплотнительные материалы в газотурбинных двигателях // Теория и практика газотермического нанесения покрытий: тез. докл. X Всесоюзного совещания. Дмитров. 1985. Т. 3.
4. **Борисов Ю.С.** Плазменные порошковые покрытия. Киев: Техника, 1986. 222 с.
5. **Материаловедение:** учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. 648 с.

Т.Н. Конькова, С.Ю. Миронов, А.В. Корзников
(Учреждение Российской академии наук Институт Проблем
Сверхпластичности Металлов РАН, г. Уфа)
E-mail: konkova_05@mail.ru

Криогенная деформация меди

Исследовано влияние криогенной деформации на измельчение структуры технически чистой меди.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, криогенная деформация, медь, микроструктура, текстура.

The effect of cryogenic deformation on the structure refinement of copper was studied.

Keywords: severe plastic deformation, cryogenic deformation, copper, microstructure, texture.

Введение

Методы *интенсивной пластической деформации* (ИПД) являются наиболее эффективными способами измельчения микроструктуры [1], позволяют достичь *субмикроструктурного* (СМК) и *нанокристаллического* (НК) размерного уровня, что, в свою очередь, приводит к повышению прочностных характеристик металлов. Наряду с этим отмечается, что по достижении определенной степени деформации процесс измельчения замедляется [2–4]. При этом достигаемый размер зерен не выходит за пределы СМК-интервала. Это явление не находит должного объяснения; в числе возможных причин называется наличие определенного равновесия между деформационным уменьшением размера зерен и их термоактивированным ростом [5]. Таким образом, добиться формирования НК-структур посредством ИПД в большинстве случаев пока не удается. По всей видимости, необходимы новые способы, которые обеспечат продолжение процесса измельчения микроструктуры вплоть до НК-диапазона.

Предполагается, что низкие температуры послужат причиной активизации новых механизмов деформации, которые приведут к продолжению процесса измельчения зерен и достижению НК размерного уровня. В последнее время был осуществлен ряд попыток проведения деформации в условиях низких температур (криогенная деформация) для достижения НК размеров зерен [5–7]. Значительное число этих работ было выполнено на меди.

Результаты этих работ свидетельствуют об интенсивном двойниковании [6, 7], что противоречит общепринятому мнению о несклонности меди к механическому двойникованию. Предполагается, что двойникование обусловлено именно криогенной температурой, которая привела к подавлению поперечного скольжения дислокаций [7].

Вышеизложенное свидетельствует, что криогенная деформация является интересной областью исследований, требующей более тщательного изучения. В настоящее время микроструктурные исследования в этой области осуществлялись в основном посредством *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ). Однако наряду с очевидными преимуществами ПЭМ имеет целый ряд серьезных ограничений, не позволяющих проводить полную аттестацию микроструктуры. К числу важнейших из них следует отнести высокую трудоемкость измерений (особенно кристаллографических), а также крайне низкую их статистическую выборку. Таким образом, существует необходимость в проведении более систематических микроструктурных исследований криогенно-деформированных материалов. С этой целью для микроструктурных исследований был привлечен относительно новый метод автоматического анализа картин *дифракции обратно рассеянных электронов* (EBSD) [8].

Работа направлена на изучение влияния комбинирования различных способов нагружения в криогенных условиях на структуру технически чистой меди. В работе изучалась эффективность двух случаев комбинирования для измельчения микроструктуры в меди:

- 1) осадка в оболочке + прокатка со степенью обжатия 93 %;
- 2) осадка в оболочке + 10 циклов "abc"-деформации.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали технически чистую медь (99,9 %) марки М1. Состояние поставки – горячекатаный пруткок. С целью наибольшего измельчения исходного размера зерен вырезанные из прутка заготовки диаметром 40 мм и длиной 70 мм были подвергнуты предварительной интенсивной "abc"-деформации (три осадки примерно на 40 % по высоте вдоль трех ортогональных осей) в интервале температур 300...500 °С [9]. В результате

деформации в материале сформировалась микроструктура со средним размером зерен $\sim 1,7$ мкм, с долей большеугловых границ ~ 59 % и слабой "текстурой куба". Более подробное описание сформировавшейся структуры дано в работе [10]. Для повышения эффективности криогенной деформации при формировании НК-структуры полученный материал был подвергнут последующей криогенной осадке в оболочке. Для этого из центральной (наиболее деформированной) части кованных заготовок были вырезаны цилиндрические образцы диаметром 24 мм и высотой 60 мм. В целях достижения большей макроскопической однородности деформации образцы были предварительно помещены в оболочку из стали 20 с толщиной стенки 8 мм. Образцы были подвергнуты осадке на гидравлическом прессе ПА-2638 при начальной скорости деформации $\sim 6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Степень деформации составляла 88 % по высоте, что примерно соответствует истинной деформации $e \sim 2,2$. В результате деформации в материале сформировалась микроструктура со средним размером зерен $\sim 0,6$ мкм, с долей большеугловых границ ~ 50 % и аксиальной текстурой, где направление $\langle 110 \rangle$ тяготеет к оси осадки. Более подробное описание сформировавшейся структуры дано в работе [11]. Полученное состояние было принято за исходное.

Образцы для криогенной прокатки были вырезаны в виде пластин размерами $50 \times 20 \times 6 \text{ мм}^3$ (рис. 1, а, б) из центральной части осажённой заготовки.

Криогенная прокатка осуществлялась на прокатном стане ЛИС 6/200 с диаметром рабочих валков 200 мм при постоянной скорости прокатки 100 мм/с. С целью достижения более однородного распределения деформации в ходе прокатки использовалась относительно небольшая степень обжатия за один проход – около 10 %. Общая степень обжатия составила 93 %, что примерно соответствует истинной деформации $e \sim 3$. При описании процесса прокатки использовали обычную систему координат, включающую в себя *направление прокатки* (НП), *поперечное направ-*

ление (ПН) и *направление нормали к плоскости прокатки* (НН) (рис. 1, б).

Образцы для криогенной ковки были также вырезаны из центральной части осажённых образцов и имели форму прямоугольного параллелепипеда с размерами $6 \times 6 \times 8 \text{ мм}^3$. Образцы были подвергнуты 10 циклам осадки на гидравлическом прессе EU-100 при начальной скорости деформации $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ примерно на 40 % по высоте вдоль трех ортогональных осей.

Криогенную деформацию осуществляли в воздушной атмосфере. Перед нагружением образцы охлаждали в контейнере с жидким азотом до температуры $(-196 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$. Для предотвращения быстрого нагрева меди до комнатной температуры в ходе деформации использовали подкладные бойки, которые также охлаждали в контейнере с жидким азотом. Интервал времени между извлечением образцов и бойков из контейнера и началом деформации составлял, в среднем, около 40 с; общее время цикла деформации составляло порядка 2–3 мин. После каждого цикла деформации образец и бойки снова помещали в контейнер с азотом, где выдерживали до полного охлаждения; процесс повторяли до достижения заданной величины накопленной деформации. Предварительные эксперименты показали, что температура бойков, извлеченных из контейнера, в течение первых трех минут поднималась лишь на $6 \text{ }^\circ\text{C}$ от температуры жидкого азота. Таким образом, предполагается, что криогенные условия деформации были, в целом, обеспечены.

Микроструктуру прокатанных образцов исследовали только в плоскости прокатки вследствие очень малой конечной толщины образца; кованный образец исследовали в центральной (наиболее деформированной) части продольного сечения. Аттестацию микроструктуры проводили методами автоматического анализа картин EBSD и ПЭМ.

Образцы для микроструктурных исследований подвергали предварительному шлифованию на водупорной абразивной бумаге и окончательной электрополировке. В случае EBSD образцы электрополировали в 70 %-ном растворе ортофосфорной кислоты H_3PO_4 в дистиллированной воде при комнатной температуре и напряжении 5 В. В случае ПЭМ электролит представлял собой 7 %-ный раствор ортофосфорной кислоты, а приложенное напряжение составляло 4 В.

Для ПЭМ был использован микроскоп JEM-2000EX, работающий при ускоряющем напряжении 160 кВ. EBSD-анализ проводили при помощи программного обеспечения TSL OIMTM, установленного на сканирующем электронном микроскопе с полевым катодом Hitachi S-4300SE. EBSD-сканирование осуществляли

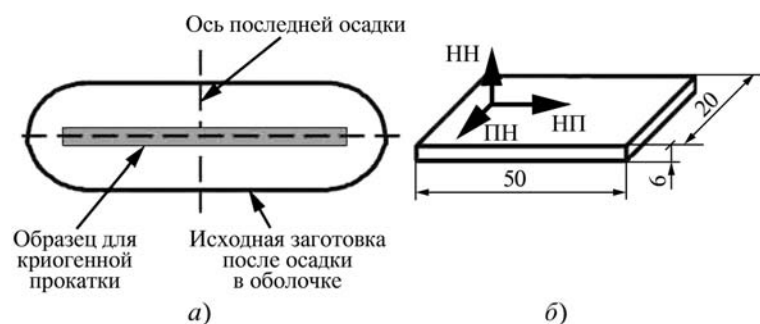


Рис. 1. Схема вырезки образца для криогенной прокатки

посредством автоматического перемещения пучка электронов по гексагональной сетке. Были получены EBSD-карты, состоящие из ~200 000...500 000 пикселей и содержащие от нескольких сотен до полутора десятка тысяч зерен. Шаг сканирования (размер пикселя) варьировался от 50 до 250 нм. В целях минимизации ошибки каждая электронограмма автоматически индировалась по семи Кикучи-линиям. Доля успешно индированных электронограмм варьировалась от 98,9 до ~ 100 % от их общего числа. Средняя величина коэффициента, характеризующего корректность индирования электронограмм (так называемый, "confidential index" (CI)) [12], варьировалась для различных EBSD-карт от 0,15 до 0,66. Для сравнения, считается, что если этот коэффициент превышает величину 0,1, то доля корректно индированных электронограмм составляет 95 % [12]. Неиндированные электронограммы, а также электронограммы с низким CI обычно соответствовали регионам возле границ зерен. EBSD-данные были подвергнуты автоматической корректировке: все мелкие зерна, состоящие из 3 пикселей и меньше, были автоматически удалены с EBSD-карт. При вычислении разориентировки из всех кристаллографически эквивалентных ее описаний использовали описание с минимальным углом. Разориентировку вычисляли между соседними (смежными) точками сканирования. Ввиду экспериментальной погрешности EBSD-метода все малоугловые границы с разориентировкой меньше 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ соответственно) использовали разориентировку 15°. Распределение границ по углам разориентировки приводили по их длине. Размер структурных элементов (зерен/субзерен) определяли методом секущих.

Результаты и их обсуждение

Морфология микроструктуры и размер зерен

Большие (обзорные) EBSD-карты микроструктур криогенной деформации показаны на рис. 2.

На этих картах, зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки (рис. 2, а) и оси осадки (рис. 2, б), цветовой код ориентировки дан в правом нижнем углу рисунка.

В обоих случаях микроструктуры довольно однородны в масштабах карт. Отмечается вытянутость зерен в направлении прокатки (в случае

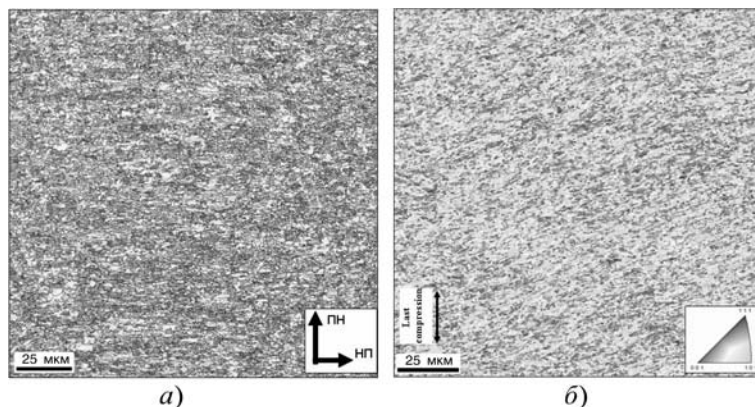


Рис. 2. Обзорные EBSD-карты микроструктур после криогенной деформации:

а – после осадки в оболочке и прокатки, полученные с плоскости прокатки; б – после осадки и "abc"-деформации с продольного сечения

прокатки) и в направлении нормали к оси последней осадки (в случаековки). Границы вытянутых зерен опоясывают мелкие равноосные зерна, доля которых визуально довольно высока. Аналогичную картину наблюдали в предыдущих работах по криогенной деформации меди, где было показано, что формирование данной микроструктуры было обусловлено геометрическим сплющиванием исходных зерен в соответствии с условиями деформации [10, 11] и частичной рекристаллизацией [10].

Высокоразрешающие EBSD-карты микроструктур криогенной деформации приведены на рис. 3.

На этих картах показаны только границы разориентации, причем МУГ обозначены тонкими серыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями. Общей чертой всех микроструктур является развитая

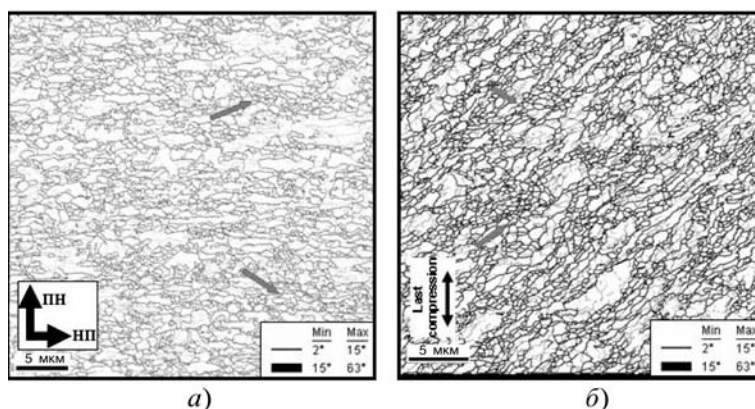


Рис. 3. Высокоразрешающие EBSD-карты микроструктур криогенной деформации:

а – после осадки в оболочке и прокатки, полученные с плоскости прокатки; б – после осадки и "abc"-деформации с продольного сечения

Влияние криогенной деформации на средний размер зерен/субзерен

Метод деформации	Средний размер зерен, мкм		Средний размер субзерен, мкм	
	Продольный	Поперечный	Продольный	Поперечный
Исходное состояние	1,8	1,6	1,3	1,1
Осадка 88 %	0,7	0,4	0,2	0,2
Осадка 88 % + 93 % прокатка	0,6	0,5	0,4	0,3
Осадка 88 % + 10 циклов "abc"-деформации	0,6	0,6	0,3	0,3

сеть МУГ в пределах зерен (рис. 3). В большинстве случаев МУГ являются довольно короткими и извилистыми, преимущественно тяготеют к границам исходных зерен и характеризуются относительно небольшим углом разориентировки. Однако наряду с этим, в структуре после ковки МУГ (~54 %), в среднем, ориентированы поперечно по отношению к вытянутым зернам. Таким образом, можно предположить, что исходные зерна сплющивались в соответствии с приложенной нагрузкой сжатия, и, параллельно с этим, в них формировались МУГ. Большинство субграниц в пределах зерен имеют малоугловую разориентировку.

Итак, ни для одной из рассматриваемых структур не является характерным наличие протяженных и прямолинейных МУГ, имеющих значительную разориентировку и рассекающих исходные зерна на четко очерченные фрагменты. Иными словами, процесс фрагментации представляется в значительной мере подавленным.

Исключительно важной отличительной чертой микроструктур криогенной деформации является то, что границы зерен не являются прямолинейными, а значительно искривлены (рис. 3). В некоторых случа-

ях (примеры отмечены стрелками на рис. 3) локальная конфигурация искривленных границ очень близка к образованию мелких равноосных зерен. В работе [10] был сделан вывод, что в случае криогенной прокатки этот эффект связан с локальной миграцией БУГ, и что развитие этого процесса в конечном счете ведет к частичной рекристаллизации.

Влияние криогенной деформации на средний размер зерен/субзерен показано в табл. 1. Видно, что дополнительная криогенная деформация не привела к заметному измельчению микроструктуры, и НК-диапазон так и не достигнут ни в одном случае.

Тонкая структура

Характерные ПЭМ фотографии микроструктур после криогенной деформации показаны на рис. 4. Общей чертой исследованных состояний является присутствие в микроструктуре равноосных зерен, которые практически не содержат дислокаций и характеризуются полосчатым контрастом вдоль границ (рис. 4, а, з). Наличие подобных зерен в микроструктуре также свидетельствует в пользу гипотезы о частичной рекристаллизации в ходе криогенной деформации.

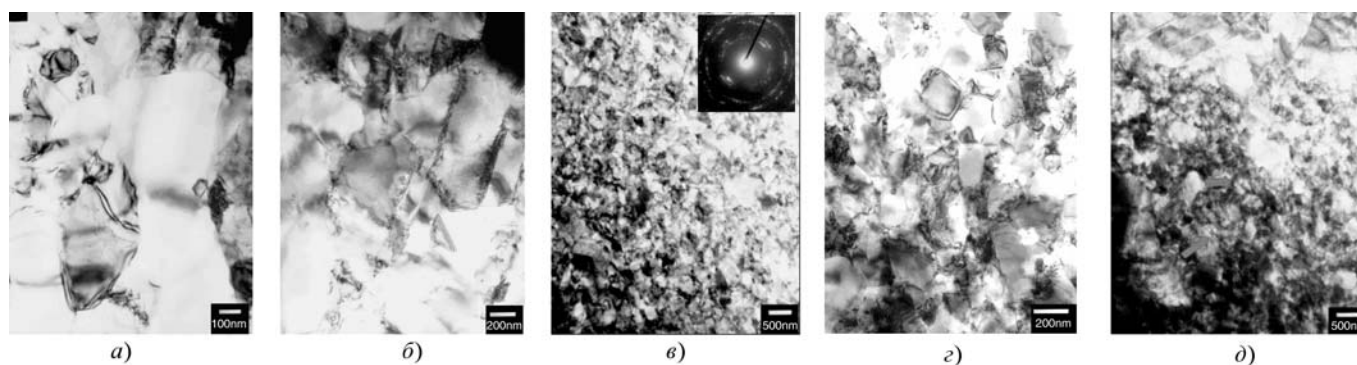


Рис. 4. Микроструктура меди после криогенной деформации: а, б – осадка в оболочке и прокатка; в–д – осадка в оболочке и "abc"-деформации

Спектр разориентировок

Спектры разориентировок структур криогенной деформации представлены на рис. 5. Распределения границ по осям разориентации даны в правых верхних углах рисунков. Для сравнительных целей произвольные распределения границ по углам разориентировки также приведены на рис. 5. Влияние криогенной деформации на содержание БУГ и двойниковых границ суммировано в табл. 2.

Видно, что экспериментальные распределения границ по углам разориентировки существенно отличаются от произвольного распределения. Наиболее существенное различие связано с наличием ярко выраженного малоуглового максимума в реальных спектрах разориентировок. Фактически данный пик отражает развитую сеть малоугловых границ в пределах зерен (рис. 3). Дополнительная прокатка осажденного в оболочке образца способствовала увеличению доли БУГ (52 %), тогда как ковка привела к обратному эффекту (46 %). Доля двойниковых разориентировок, обуславливающих слабый пик в районе 60° границ, в

прокатанном образце также выше, что свидетельствует о том, что увеличение доли БУГ в этом случае может быть отчасти связано с двойникованием. Механическое двойникование в ходе криогенной деформации меди также отмечалось в работах [6, 7].

Несмотря на это, общую долю двойниковых границ следует признать относительно низкой (табл. 2). Таким образом, роль двойникования в общей эволюции структуры была, скорее всего, незначительна.

Текстура

Текстурные данные, полученные методом EBSD, приведены на рис. 6.

Текстура, сформировавшаяся в прокатанном материале, представлена в виде *прямых полюсных фигур* (ППФ) для кристаллографических плоскостей {100}, {110} и {111}, полученных с плоскости прокатки. Текстура кованого образца представлена в виде обратной полюсной фигуры для направления осадки, проанализирована в продольном сечении. Для сравнительных целей на рис. 7 также показаны проекции идеальной "текстуры латуни" {110} <112> (см. рис. 7, а) на все те же ППФ {100}, {110} и {111} и теоретически рассчитанная по модели Тейлора текстура меди, деформированной сжатием на 100 % в условиях холодной деформации (см. рис. 7, б) [13].

Следует отметить, что все ППФ на рис. 6 и 7 даны в обычной системе координат для прокатки: направление прокатки вертикально и поперечное направление горизонтально.

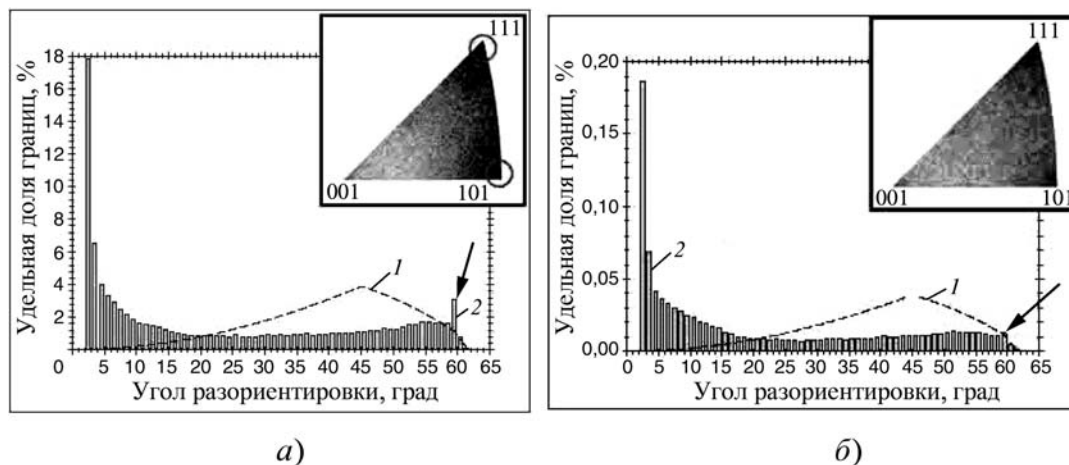
Сопоставление экспериментальных и идеальных ППФ показывает, что текстура, сформировавшаяся в ходе дополнительной криогенной прокатки, с некоторым приближением может быть описана как "текстура латуни" {110} <112>. В случае криогеннойковки (рис. 6, б) имело место образование обычной аксиальной текстуры, в которой кристаллографическое

Таблица 2

Влияние криогенной деформации на долю БУГ и содержание двойниковых границ

Метод деформации	Доля БУГ, %	Доля двойниковых границ, %
Исходное состояние	59	4,8
Осадка 88 %	50	1,8
Осадка 88 % + 93 % прокатка	52	5,6
Осадка 88 % + 10 циклов "abc"-деформации	46	2,8

Рис. 5. Спектры разориентировок структур после криогенной деформации:
 а – после осадки в оболочке и прокатки, полученный с плоскости прокатки; б – после осадки и "abc"-деформации с продольного сечения;
 1 – продольное распределение; 2 – экспериментальное распределение



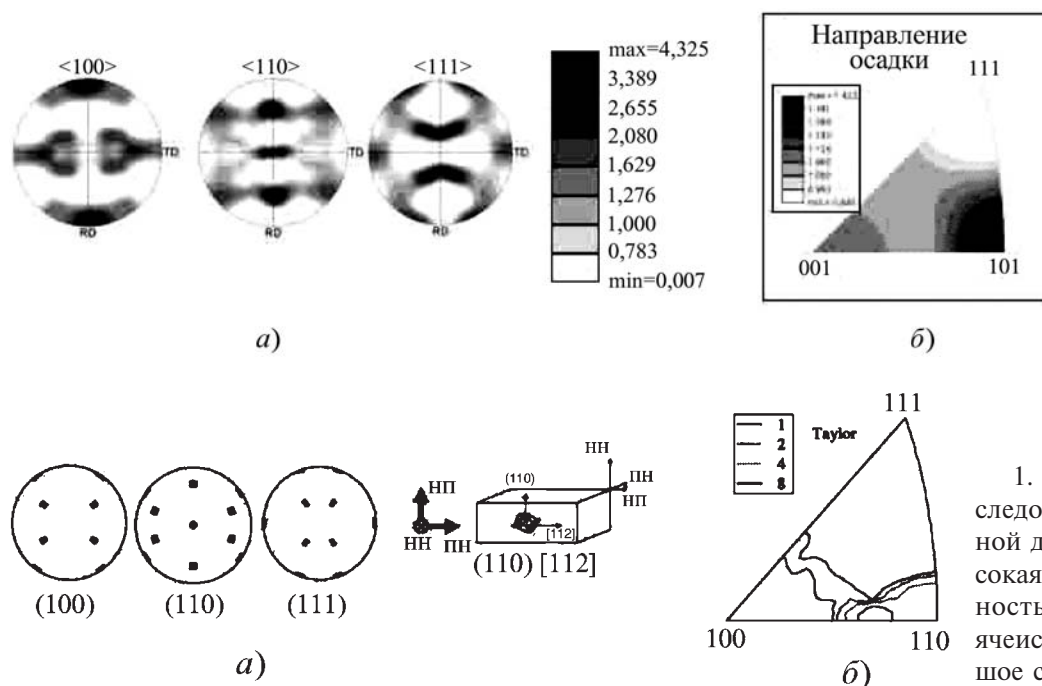


Рис. 6. Текстура:
a – после осадки в оболочке и прокатки, получена с плоскости прокатки; *б* – после осадки и "abc"-деформации с продольного сечения

Рис. 7. Идеальная текстура латуни {110} <112> (а) и теоретически рассчитанная по модели Тейлора текстура меди, деформированной сжатием на 100 % в условиях холодной деформации (б) [13]

направление <110> тяготеет к оси осадки. Соответствие между экспериментальными и теоретическими текстурами не является абсолютно точным, и текстурные пики на реальных ППФ отклонены от идеального положения. Наиболее простым объяснением этого являются небольшие отклонения реальных плоскостей и направлений прокатки от идеальных.

Формирование "текстуры латуни" {110} <112> вместо "текстуры меди" {112} <111> при прокатке ГЦК металлов традиционно связывается либо с интенсивным двойникованием, либо с затруднением поперечного скольжения. Как показано выше, вклад двойникования в пластическое течение был невелик. Таким образом, образование "текстуры латуни" в условиях эксперимента было, скорее всего, связано с подавлением термоактивированного поперечного скольжения в ходе криогенной деформации. Данный вывод позволяет объяснить отсутствие четкой ячеистой структуры (рис. 4), а также замедленное развитие фрагментации.

В заключение следует подчеркнуть, что формирование вполне обычных текстур свидетельствует о том, что основным механизмом пластического течения в условиях эксперимента было, скорее всего, обычное дислокационное скольжение {111} <110>. Ни криогенные условия деформации, ни исходная мелкозернистая структура не привели к изменению фундаментального механизма деформации.

Выводы

1. Общими чертами всех исследованных структур криогенной деформации являются: высокая доля МУГ, высокая плотность дислокаций, отсутствие ячеистой субструктуры, небольшое содержание двойников.

2. Двухстадийная криогенная деформация не привела к формированию НК-структуры.

3. В качестве основных причин низкой эффективности криогенных деформаций для измельчения микроструктуры признаны низкая интенсивность механического двойникования и подавление термоактивированного поперечного скольжения дислокаций, затрудняющего фрагментацию микроструктуры.

Авторы благодарны профессору Г.А. Салищеву за идею данного исследования, признательны канд. техн. наук Р.М. Галееву и канд. техн. наук О.Р. Валиахметову за осуществление теплой "abc"-деформации, а также канд. физ.-мат. наук Р.Р. Даминову за помощь в проведении криогенной осадки и криогенной прокатки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
2. Prangnell P.B., Bowen J.R., Apps P.J. Ultra-fine grain structures in aluminium alloys by severe deformation processing // Mater. Sci. Eng. 2004. Vol. 375–377. P. 178–185.
3. Humphreys F.J., Prangnell P.B., Bowen J.R., Gholinia A. and Harris C. Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation // Phil. Trans. R. Soc. Lond. 1999. Vol. 357. P. 1663–1681.
4. Корзников А.В., Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. О предельных минимальных размерах зерен, формирующихся в металлических материалах, полученных при деформации кручением под давлением // ФММ. 2008. Т. 106. № 4. С. 1–7.

5. Huang Y., Prangnell P.B. The effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute aluminium alloy // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 1619–1632.

6. Li Y.S., Tao N.R., Lu K. Microstructural evolution and nanostructure formation in copper during dynamic plastic deformation at cryogenic temperatures // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 230–241.

7. Zhang Y., Tao N.R., Lu K. Mechanical properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 2429–2440.

8. Humphreys F.J. Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD) // *Scripta Mater.* 2004. Vol. 51. P. 771–776.

9. Dobatkin S.V., Salishev G.A., Kuznetsov A.A., Kon'kova T.N. Submicrocrystalline structure in copper after different severe plastic deformation schemes // *Materials Science Forum.* 2007. Vol. 558–559. P. 189–194.

10. Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В. Эволюция структуры в ходе криогенной прокатки меди // *ФММ* (в печати на февраль 2010).

11. Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В. Влияние криогенной осадки на микроструктуру катаной мелкозернистой меди // *Производство проката.* 2009. № 9.

12. TSL. OIM Version 3.0. On-line help. Draper, UP: TSL; 2001.

13. Ahzi S., M'Guil S. A new intermediate model for polycrystalline viscoplastic deformation and texture evolution // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 5359–5369.

УДК 621.791.925

В.В. Федосов (Москва), А.В. Федосова (Национальный университет, Колумбия)
E-mail: vlr.fdsv@gmail.com

Межкритериальная оценка эффективности газопламенного напыления

Изучена эффективность газопламенного нанесения порошков по нескольким критериям. Установлены функциональные зависимости внутри перечня критериев. Проанализированы расходные показатели процесса и пределы загрузки струи порошком. Введены характеристики полидисперсных порошков, основанные на количественном учете частиц.

Ключевые слова: газопламенное напыление, покрытие, многокритериальная эффективность, нейронные сети, полидисперсность порошков.

We consider the effectiveness of flame deposition of powders on several criteria. We establish functional links directly inside the list of criteria. Indicators of consumables and loading of spray powder are considered. We introduce the characteristics of polydisperse powders, based on the numbering of the particles.

Keywords: flame-spraying, coating, multi-effectiveness, neural networks, polydispersity powders.

При изучении технологических процессов с большим числом учитываемых переменных, как правило, создают модели с одним целевым критерием. Если поставлена задача оптимизации одновременно по нескольким критериям, в большинстве случаев ее завершают автономным анализом однокритериальных моделей, при котором обсуждают направление и силу влияния наиболее значимых переменных. Многокритериальные задачи часто выявляют противоречивое (встречное) влияние отдельных параметров и не дают понимания общей стратегии оптимизации. Переход к обобщающему критерию посредством взвешенных коэффициентов отдельных критериев, экспертных оценок или иных схем предпочтений возможен, но сильно зависит от опыта исследователя. Сложности вытекают из разного физического смысла, порядка величин или размерности изучаемых критериев. Более специфичные алгоритмы также не свободны от недостатков, на практике меньше распространены и ограничены компромиссом между "мощностью" множества целей и сложностью получаемой модели.

В работе обобщающий критерий создан не был. Вместо этого на основе полученных однокритериальных моделей сделана попытка установить предположительные связи непосредственно внутри перечня критериев, отведя одному из них роль функции. Принято допущение: если между отдельными критериями и набором входных переменных имеется функциональная связь, то она должна существовать и между самими критериями. Визуализация пространственных связей наглядна до трех критериев и обеспечивается, например, системой MATLAB 7 с его 3D-графикой и встроенным языком нейросетей [3]. Газопламенное порошковое напыление по сложности соответствует таким системам и нуждается в многокритериальных обобщениях на основе сочетания физического и численного экспериментов.

Среди переменных напыления размеры частиц относят к числу наиболее значимых, однако полидисперсность реальных порошков в качестве параметра содержит неопределенность. В качестве паспорт-

ной характеристики дисперсности обычно указывается интервал $[R_1, R_2]$ и реже – результаты ситового анализа в этом диапазоне размеров частиц. Стандартные наборы сит отличает значительная дискретность. При вводе в модели полидисперсности порошков она оказывается всегда значимой для любого критерия оптимизации, однако рассматривать эту переменную в качестве объекта трудно.

Сложный характер поведения полидисперсного порошка в струе теплоносителя или на поверхности основы требует перенести роль объекта на каждую частицу в отдельности. Становится необходимым механизм учета количества частиц в потоке и в том числе любой их выборки из общего диапазона размеров конкретного порошка. Как известно, полидисперсность приводит к значительной неоднородности теплового состояния частиц в струе: $(0,5...1,5)T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления материала частиц, причем даже жидкие частицы имеют проблемы сцепления с основой (температура контакта, время кристаллизации, высокий градиент температур охлаждения и др.) [1]. В работе рассмотрены некоторые потоковые характеристики движения порошка в струе теплоносителя и в частности для жидкой фазы.

Для базовой схемы применен классический и простой в управлении процесс газопорошкового напыления с последующим оплавлением, например, твердых самофлюсующихся сплавов горелками с внешней подачей порошка в пламя. Дополнительный поток разгонного газа не применяли. Исходными материальными компонентами являются только порошок и горючая смесь. С учетом нематериального компонента – времени, они приобретают расходный смысл. Именно расходные показатели процесса на стадии закрепления частиц на основе (детали) составили основу моделирования напыления. Окончательное формирование покрытия с заданной геометрией решается после завершающего оплавления напыленного слоя и в работе не рассматривается.

В качестве критериев эффективности напыления определяли массу покрытия относительно затрат порошка, времени и горючей смеси:

- 1) коэффициент использования порошка (Y), % (отношение масс напыленного и затраченного порошков);
- 2) производительность напыления (Π), кг/ч (масса напыленного порошка в единицу времени);
- 3) коэффициент использования горючей смеси (Ω), кг/кг (масса напыленного порошка, отнесенная к затратам горючей смеси).

Перечень технологических переменных, определяющий уровни критериев эффективности, и область их определения базировались на научном и практическом опыте газопламенного нанесения порошковых

покрытий. Полученные полиномиальные модели в такой постановке задачи имеют вид:

$$Y, \Pi, \Omega = f(w, p, d, x), \quad (1)$$

где w – мощность пламени (суммарный расход горючей смеси) (1000...3000 л³/ч);

p – интенсивность подачи порошка в пламя (2...8 кг/ч);

d – дисперсность частиц (до 200 мкм);

x – дистанция напыления (100...200 мм).

Конечная цель состояла в графическом представлении функций типа $Y = f(\Pi, \Omega)$. В численном эксперименте при построении нейросетей (1) использовали полиномы.

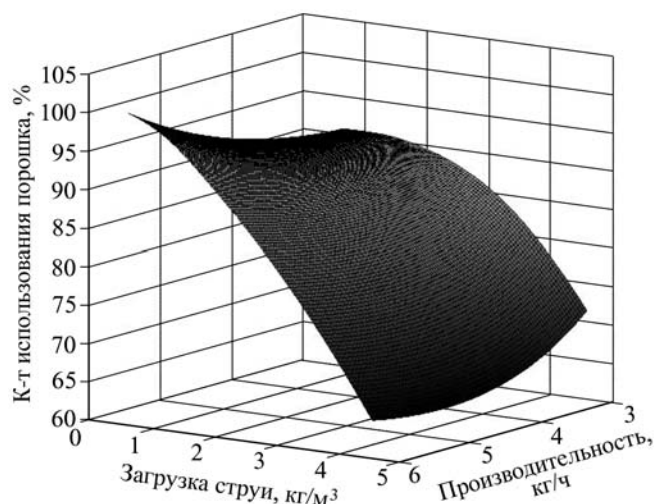
Нейросетевое моделирование предоставляет исследователю большую свободу в формировании векторов входа-выхода переменных, интервалов их варьирования и интерпретации результатов. Предполагаемые межкритериальные связи описывали в терминах нейронных сетей Neural Networks Toolbox MATLAB 7 [3]. Генерацию обучающей выборки вели при $d, x = -1$; $w, p = -1 + 2 \text{ rand}$, где $[-1, +1]$ – коды границ диапазонов действия переменных, rand – функция случайных чисел на $[-1, +1]$. Количество циклов обучения (эпох) ограничились 2000. Это дало возможность качественно протестировать сеть, а в последующем на 3D-диаграммах иметь достаточно гладкие поверхности.

В статье более детально проанализирована роль расходных переменных (w, p). Исходные переменные (d, x) фиксировали на уровнях $d =$ до 100 мкм и $x = 100$ мм.

На рисунке представлена функция $Y = f(\Pi, \Omega)$ по результатам работы нейросети.

Общие тенденции изменения выглядят, как $Y_{\max} = f(\Pi_{\max}, \Omega_{\min})$ и $Y_{\min} = f(\Pi_{\max}, \Omega_{\max})$. Экстремальные значения находятся на границах, следовательно, задача оптимизации в данном случае не была поставлена.

Самые высокие значения коэффициента использования порошка приходятся на режимы напыления, при которых на 1 кг горючей смеси наносится не более 1...1,5 кг порошка (см. рисунок). Хотя Π и Ω являются независимыми критериями, их отношение формально является расходом горючей смеси ($V = \Pi/\Omega$). Следовательно, одновременный и пропорциональный рост Π и Ω не меняет мощности пламени, ведет к перегрузке струи порошком и значительным (до 35 %) потерям порошка. Сходный эффект имеет уменьшение Π или увеличение Ω , что означает падение мощности пламени. Рост Π при одновременном сокращении Ω означает форсирование мощности пламени и выводит коэффициент исполь-



Функция $Y = f(\Pi, \Omega)$

зования порошка в область приемлемо высоких значений.

Неожиданно, на первый взгляд, соответствие высокого Y с также высокой производительностью нанесения Π . Некоторым объяснением может стать введение квалификации "тесных" или "разреженных" струй теплоносителя и порошка. В "тесных" струях рикошет от поверхности основы непрогретых и разбрызгивание в струе перегретых частиц по логике должны подавляться. Однако главным при этом должна оставаться умеренная загрузка струи порошком, минимизирующая потери порошка. Отдельного изучения заслуживает интенсивность теплообмена в "затесненных" струях, которая, безусловно, будет уже иной.

Судя по коэффициентам моделей *полного факторного эксперимента* (ПФЭ) (1), решающее влияние на выбранные критерии оказывает мощность теплоносителя и интенсивность подачи порошка, а точнее, их соответствие (совместное влияние). Далее следует дисперсность частиц. В данном исследовании дистанция напыления оказалась наименее значимой переменной, что согласуется с уже достаточно стабильными уровнями температур частиц на удалениях 100...200 мм от сопла.

Если в теоретических обобщениях удобно применять дискретную дисперсность, то на практике следует ориентироваться на интегральную дисперсность, учитывающую распределение частиц во всем интервале размеров. Вместе с тем при рассмотрении момента начального закрепления частиц на поверхности основы интегральная дисперсность оказывается трудноприменимой.

В этом случае определяющую роль играют частицы, достигшие плавления к моменту соударения. Они определяют число и площади очагов благоприятного

контакта и облегчают закрепление менее нагретых частиц основной интегральной массы [1]. Таким образом, необходимо, исходя из интегральной дисперсности, рассчитывать количество частиц в любом поддиапазоне размеров. Это позволит оценить некоторые важные потоковые параметры струи с порошком, например, предполагаемые площади благоприятного контакта или площади теплообмена частиц в поддиапазонах их размеров.

Принято считать, что газопламенное напыление более требовательно к гранулометрическому составу порошков. При плазменном напылении требования меньше, что в определенной степени компенсируется более высокими скоростями и интенсивностью нагрева частиц в струе. Когда в исследовательских целях применяют порошки с более однородным составом фракций, то дисперсность оказывается сильнейшим фактором при рассмотрении любого критерия напыления. При использовании реальных полидисперсных порошков их сравнение перестает быть четким. Особенно это касается случаев, когда сравниваемые порошки имеют интервалы дисперсности с частично совпадающими зонами. Именно такие порошки рассмотрены в данной работе. Их дисперсный состав соответствует самофлюсующимся сплавам, производимым ОАО "Полема" (г. Тула) (табл. 1). Если первые четыре порошка имеют волнообразный сдвиг интервалов дисперсности ($R_{n, \min} < R_{n+1, \min} < R_{n, \max}$, где n — номер порошка), то порошок 4 полностью является поддиапазоном порошка 5. Характеризовать такие смеси частиц одним числом не удастся. Необходимо перейти к параметрам, учитывающим не только паспортные интервалы дисперсности, но и непрерывное распределение размеров на $[R_1, R_2]$. Таким базовым одночисловым параметром может стать штучный учет частиц в смеси, а на его основе получен ряд производных параметров, связанных, например, с интегральными площадями или объемами произвольных выборок по размерам частиц. Такие параметры уже удобно коррелировать с показателями качества покрытия, производительности или режимами нанесения. Не являясь паспортными, но производными от гранулометрического состава, потоковые характеристики полидисперсных порошков не только адекватно характеризуют дисперсность, но также позволяют определять значимые для понимания механизма напыления показатели.

Отправной характеристикой может служить число частиц (общее и отдельных фракций) в потоке реальных полидисперсных порошков. Имея N на $[R_1, R_2]$, легко далее определить ряд производных характеристик порошков. Например, общую площадь поверхности частиц, которая играет важнейшую роль в теплообмене при переносе порошка теплоносителем или

Таблица 1

Интервал дисперсности D , мкм	Состав полидисперсных порошков в потоке интенсивностью N , тыс.ед./с				
	15...45 (1)	20...63 (2)	40...100 (3)	80...160 (4)	63...200 (5)
10...20	833,3	—	—	—	—
20...30	1863,9	517,4	—	—	—
30...40	718,1	491,0	—	—	—
40...50	70,7	252,2	50,0	—	—
50...60	—	87,9	73,9	—	—
60...70	—	4,4	58,9	—	1,7
70...80	—	—	38,6	—	5,4
80...90	—	—	20,7	4,5	6,4
90...100	—	—	6,3	8,8	6,1
100...110	—	—	—	9,3	5,6
110...120	—	—	—	8,1	4,5
120...130	—	—	—	6,3	3,7
130...140	—	—	—	4,4	2,9
140...150	—	—	—	2,6	2,3
150...160	—	—	—	0,85	1,7
160...180	—	—	—	—	2,1
180...200	—	—	—	—	0,6

число, а следовательно, и возможную площадь контакта с основой тех частиц, которые достигли плавления уже в полете, чем обеспечивают наиболее благоприятный контакт с основой для себя и также менее нагретых частиц.

Для монодисперсных порошков состав по количеству частиц определяется формулой: $n = p/(\varphi V)$, где n – число частиц (шт./ч) в потоке порошка интенсивностью p (кг/ч); φ – плотность материала частиц (кг/м³); V – объем сферической частицы радиусом R . Распределение реальных порошковых сплавов в определенном интервале размеров близко к параболическому. С учетом этого общее число частиц в потоке полидисперсного порошка N (шт./ч) можно представить как:

$$N = \int_{R_1}^{R_2} n(R)h(R)dR,$$

где $h(R) = a_2R^2 + a_1R + a_0$ – долевая функция распределения частиц по радиусу R , причем $\int_{R_1}^{R_2} h(R)dR = 1$ (R_1, R_2 – границы диапазона размеров частиц).

Методика расчета $h(R)$ рассмотрена в работе [2]. Окончательно получаем:

$$N = \frac{3p}{4\pi\varphi} \left\{ a_2 \ln \left| \frac{R_2}{R_1} \right| + \left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2} \right) \left[a_1 + \frac{a_0}{2} \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) \right] \right\}.$$

Данная зависимость позволяет рассчитать помимо общего количества частиц в потоке полидисперсного порошка также число частиц, ограниченное конкретным радиусом или выборкой радиусов.

В табл. 1 представлены результаты расчетов состава нескольких полидисперсных порошков (10...200 мкм) в потоке с учетным интервалом 10 мкм. Отличия в интенсивности отдельных фракций потока весьма значимы (для приведенных порошков достигают 1–2 порядков). Если учесть большую разницу температур этих фракций в момент встречи с основой, будет понятна их принципиально различная роль в формировании покрытия для всего потока порошка.

Наличие N делает возможной оценку производных характеристик порошков.

Если считать частицы, достигшие плавления уже в струе, активными центрами для создания условий закрепления менее нагретых частиц, то необходима

Таблица 2

Характеристика потока частиц	Интервал дисперсности порошка, мкм				
	15...45 (1)	20...63 (2)	40...100 (3)	80...160 (4)	63...200 (5)
Интенсивность N , тыс.ед./с	3486,0	1352,8	248,5	44,8	42,8
Площадь сечения S , мм ² /с	1847,9	1338,1	780,3	450,2	423,3
Площадь поверхности W , мм ² /с	7391,8	5352,5	3121,2	1801,0	1693,2

оценка площади минимального активного сечения потока таких частиц $S = f(n)$, где n – число таких частиц на $[R_1, R_2]$. Рассмотрим активное сечение как минимальное, так как даже при низкоскоростном ударе об основу активная площадь может возрасти.

Установлено, что плавления в струе достигают частицы, ограниченные $D = 80...100$ мкм. Определив S , можно рассчитать соотношение суммарных площадей фракций, находящихся при ударе в жидком, пластичном или твердом состояниях и выяснить влияние этого параметра на потери порошка при напылении.

Известно, что поверхность частиц в большой степени определяет теплообмен в струе и по этому показателю дисперсные материалы сильно превосходят наносимые материалы в форме проволок, прутков, лент. Площадь поверхности частиц W также является долевой характеристикой полидисперсного порошка и определяется по сходным интегральным оценкам $W = f(n)$.

В табл. 2 представлены интегральные значения не паспортных характеристик порошков с различным дисперсионным составом, которые следует учитывать при рассмотрении поведения частиц в струе и при столкновении с основой. Данные табл. 1, 2 соответствуют $p = 1$ кг/ч, но могут быть пропорционально пересчитаны для иной интенсивности подачи порошка в пламя.

Сравнивая порошки с небольшим и значительным разбросом исходной дисперсности, можно отметить для крайних из них примерно четырехкратное отличие в S и W . Следует ожидать его заметного влияния на свойства покрытий, связанных с плотностью и прочностью. А при переносе порошка – значительной разницы в теплообмене с теплоносителем (потерях частиц, перерасходах теплоносителя).

Подобным образом можно разделить поток частиц, бомбардирующий основу, по фазовому состоянию частиц (расплавленное, достаточно пластичное или твердое), задав температурные границы этих состояний.

В табл. 3 приведены относительные доли этих показателей (в %), относящиеся к фракциям от R_1 до $R_2 = 90$ мкм в составе реальных порошков, которые при переносе в струе достигают расплавленного состояния.

Экспериментально можно показать, что первые три порошка из группы легко обеспечивают высокий коэффициент использования порошка, у двух остальных потери заметно выше. По данным табл. 3 у первой группы порошков подавляющая масса частиц в струе (> 90 %) достигает расплавленного состояния, что в значительной степени объясняет высокая (> 90 %) доля их поверхности, определяющая теплообмен. У порошков второй группы несопоставимо низкие суммарные площади сечения расплавленных частиц и, следовательно, крайне неблагоприятные условия столкновения с основой подавляющей массы частиц. У первых трех, напротив, есть подавляющий запас сечений расплавленных частиц и, следовательно, доля более крупных фракций в них могла быть увеличена. Данный критерий следует учитывать при проектировании диапазонов размеров частиц промышленных порошков. Промышленные сита (ГОСТ 6613–86) обеспечивают достаточно точное соблюдение композиций порошков по гранулометрическому составу. Порошок 5 несмотря на заметное смещение фракционного состава к большим размерам, имеет более выгодное соотношение площадей сечений (15/85 %), но вопрос об оптимальности этих соотношений остается открытым.

По относительной площади сечения доли расплавленных частиц и остальных, видимо, должны уравниваться друг друга. Иначе процессы смачивания при

Таблица 3

Характеристика потока частиц, %	Интервал дисперсности порошка, мкм				
	15...45 (1)	20...63 (2)	40...100(90) (3)	80...160(90) (4)	63...200(90) (5)
Относительная интенсивность	100	100	97,5	10,0	31,3
Относительная площадь поверхности	—"	—"	94,6	5,9	15,7
Относительная масса	—"	—"	92,5	4,3	10,1

соударении будут выключаться (площадь смачивания не будет перекрывать площадь напыления). Это будет иметь место для 3 и 4 порошков (см. табл. 3). А для закрепления менее нагретых частиц потребуются более высокие скорости частиц. Очевидное утверждение: при значительной доле фракций до 90 мкм в полидисперсной смеси эффективен даже слабый теплоноситель. Если в составе много фракций – более 90 мкм, нужен более мощный теплоноситель (повышение расходов либо переход на более эффективный). При переходе к экономическим показателям эти требования будут уравниваться: более затратный порошок требует экономного теплоносителя; более дешевый порошок – дорогого теплоносителя.

На практике для быстрых оценочных расчетов используются удобными полиномиальные модели. Применены нейросеть для получения модели в виде полинома на основе теории планирования эксперимента. Реализован ПФЭ, включающий опыты в "звездных" точках. Физические значения критериев связаны полиномом 2-го порядка и относятся к областям Y , P , Ω , охватываемым нейросетью:

$$Y = 91,19 - 4,18P + 7,38\Omega - 1,48P\Omega + 0,91P^2 - 1,54\Omega^2.$$

Из полученной модели видно, что линейное влияние P и Ω разнонаправлено и сильнее от Ω , а искривление зависимости Y обратно и сильнее от Ω .

Проведенные сравнения предсказаний нейросети и расчетов по формуле (табл. 4) показали приемлемый уровень отличий. Генерировали случайные исходные комбинации P и Ω в области их определения.

Таблица 4

Эксперимент		Расчет	
P , кг/ч	Ω , кг/м ³	Y (нейросеть), %	Y (полином), %
4,17	2,51	84,97	82,88
3,90	1,23	91,16	88,38
3,57	4,34	69,84	68,02
5,44	3,51	76,64	74,09
3,98	2,97	81,79	79,82
3,75	0,83	91,86	88,76
3,87	2,63	84,43	82,33
3,52	4,26	71,00	69,07
3,00	1,65	90,10	87,50
3,43	1,66	89,56	87,15
5,87	1,11	97,52	94,68
5,31	3,04	81,28	78,96
4,10	0,66	93,09	89,54
5,56	1,12	96,28	93,19
4,91	2,66	84,18	81,98

Газопламенное напыление по скоростям частиц относят к низкоскоростным процессам. Причем превышение скорости потока пламени остается значительным, а выравнивания скоростей из-за малого времени существования двухфазного потока не достигается. Вектор относительной скорости частиц, таким образом, практически совпадает со скоростью потока пламени. Скоростная съемка факела пламени отмечает эффект разбрызгивания некоторых расплавленных в полете частиц на более мелкие. Образующиеся фрагменты разлетаются веером в направлении движения потока. Это улучшает условия закрепления частиц на основе (коэффициент использования порошка), однако исходный химический состав порошка в покрытии из-за увеличения выгорания может меняться. Измениться может и фазовый состав напыленного слоя, что приведет к корректировке проектируемых свойств оплавленного металла покрытия.

Таким образом, перенос порошка высокотемпературным потоком меняет его дисперсный состав в сторону увеличения доли мелких фракций. Для практики важно знать, что поток частиц становится более размытым и труднее поддается управлению.

Количественный учет частиц при напылении позволяет объяснить некоторые взаимосвязи из большого числа разнонаправленных и нестабильных факторов, характеризующих перенос порошка.

Выводы

1. Установлена область прямых связей между несколькими критериями эффективности газопламенного напыления.
2. Приемлемые значения коэффициента использования порошка (>> 90 %) при высокой производительности (~ 5 кг/ч) обеспечивает умеренная загрузка струи теплоносителя порошком (~ 1...1,5 кг/кг).
3. Предложены характеристики полидисперсных порошков, основанные на количественном учете частиц, что позволяет более объективно оценить перемены состояния порошка при движении в струе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Синолицын Э.К. Получение прочного сцепления с подложкой при низкоскоростном газопламенном напылении жидких металлических частиц. Взаимодействие частиц с подложкой // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 2.
2. Федосов В.В., Федосова А.В. Влияние интегральной дисперсности частиц на отбор тепла порошком при газопламенном напылении-наплавке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 4.
3. Дьяконов В.П., Круглов В.В. MATLAB 6.5 SPI/ 7/7 SP1/7 SP2 + Simulink 5/6. Инструменты искусственного интеллекта и биоинформатики. М.: СОЛОН-ПРЕСС, 2006. 456 с.



Указатель статей, опубликованных в журнале в 2009 г.

Шандров Б.В. Развитие упрочняющих технологий и покрытий на кафедре "Технология машиностроения" МГТУ "МАМИ" № 12
Указатель статей, опубликованных в 2008 г. № 1

Общие вопросы упрочнения

Береговский В.В., Марахтанов М.К., Духопельников Д.В., Щуренкова С.А. Объемное содержание и дисперсный состав капельной фазы в покрытиях, полученных вакуумно-дуговым методом на установке Platit π -80.... № 1
Кропоткина Е.Ю. Аналитическое моделирование изгиба вала при асимметричном упрочнении № 1
Ловшенко Ф.Г., Ловшенко Г.Ф. Получение, структура и свойства механически легированных наноструктурных никелевых материалов № 1
Хлуденьков В.Н., Шоркин В.С. Влияние геометрической формы неровности поверхности детали на прочность сцепления покрытия с основой № 1
Гасанов Ш.Г. Зарождение трещины на границе раздела покрытия и упругого основания № 1
Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В. Исследование механических свойств и напряженного состояния трехэлементных нитридных покрытий № 2
Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А. Сравнительный анализ свойств наноструктурных и микроструктурных керметных детонационных покрытий № 3
Табаков В.П., Тулисов А.Н., Чихранов А.В. Оценка трещиностойкости трехэлементных нитридных покрытий режущего инструмента № 3
Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композиционных электрохимических покрытий № 3
Логов А.Б., Замараев Р.Ю. Метод анализа состояния уникальных объектов № 3
Росляков И.Н., Калмыков В.И. Термодинамические условия образования поверхностных карбидных слоев при науглероживании хромомарганцевых сталей № 4
Сайфуллин Р.Н., Нафиков М.З. О возможности восстановления изношенных валов электроконтактной приваркой стальных проволок с порошковым покрытием № 5
Сайфуллин Р.Н., Наталенко В.С. Технологические свойства армированных спеченных лент, полученных методом электропрокатки № 6
Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Сергунин Д.С., Сагитов Д.И. Исследование трещиностойкости многослойных покрытий № 6
Емелин В.И., Азеев А.А. Влияние технических и технологических факторов на производительность комплекса оборудования для бестраншейного ремонта трубопроводов способом нанесения полимерных покрытий № 8
Полевой С.Н., Евдокимов В.Д. Упрочнение методами химического осаждения из растворов № 9

Матлин М.М., Мосейко В.О., Мосейко В.В. Перевод чисел твердости по Шору в другие числа твердости № 11
Полевой С.Н., Евдокимов В.Д. Упрочнение методами химического осаждения из растворов № 9

Механическая упрочняющая обработка

Виноградов В.М. Холодное калибрование зубьев цилиндрических колес с предварительной стабилизацией припуска под обработку № 1
Рымкевич А.И., Казанцев А.Г. Моделирование напряженно-деформированного состояния и циклической прочности вала с кольцевой выточкой при обкатке роликом № 2
Виноградов В.М. Особенности проектирования инструментов для обработки зубчатых венцов с использованием холодного калибрования зубьев в качестве финишной операции № 2
Губанов В.Ф. Статистическое управление процессом алмазного выглаживания № 2
Антонюк В.Е., Скороходов А.С., Рудый В.В. Методические основы программного расчета режима нагружения динамической стабилизации фрикционных дисков № 2
Кропоткина Е.Ю. Релаксация остаточных напряжений по времени после поверхностного пластического деформирования № 2
Киселев Е.С., Ковальников В.Н., Коршунов В.А. Технологическое обеспечение качества деталей с биметаллическими поверхностными слоями в процессе механической обработки № 3
Бломенштейн В.Ю., Махалов М.С. Расчетно-аналитическая модель механического состояния поверхностного слоя упрочненной детали на стадии циклического нагружения после обработки размерным совмещенным обкатыванием № 3
Бломенштейн В.Ю., Махалов М.С. Наследственные взаимосвязи механического состояния поверхностного слоя на стадии циклической долговечности с режимами упрочняющей обработки размерным совмещенным обкатыванием № 4
Виноградов А.В., Макаров В.Ф. Упрочнение поверхностного слоя дисков ГТД абразивно-полимерными щетками № 4
Гурьянов Г.Н. Особенности волочения стальной заготовки с покрытием кадмия № 5
Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Поляков А.В. Упрочнение отверстий статико-импульсным дорнованием № 6
Безъязычный В.Ф., Сутягин А.Н. Технологическое обеспечение износостойкости деталей машин на основе излучения накопленной энергии в поверхностном слое детали при деформированном упрочнении при обработке .. № 7
Киричек А.В., Афонин А.Н. Накатывание резьб нефтяного сортамента № 7

Тимофеев М.В., Кордюков А.В., Фоменко Р.Н. Влияние износостойких покрытий инструмента на различные параметры процесса резания	№ 8
Джураев А.Д., Шин И.Г. Анализ напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя при дробеударном упрочнении деталей машин	№ 10
Гурьянов Г.Н. Радиальная сила на волоку в зависимости от способа учета упрочнения металла и основных параметров деформации проволоки.....	№ 11
Степанов Ю.С., Самойлов Н.Н., Иножарский В.В. Исследование силовых характеристик процесса обкатки винтовых канальных поверхностей.....	№ 11
Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А., Мирошин И.В. Расчет циклической долговечности упрочненных деталей машин по сигналам акустической эмиссии.....	№ 12
Кречетов А.А. Функциональная модель технологического наследования наноструктурированного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин	№ 12

Термическая обработка

Дураков В.Г., Дампилов Б.В., Гнюсов С.Ф. Роль мелкодисперсных выделений карбида ванадия в повышении износостойкости хромистого чугуна	№ 5
Ковтунов А.И., Чермашенцева Т.В., Семистенов Д.А. Технология формирования износостойких покрытий.....	№ 7
Поклад В.А., Орлов М.Р., Орлов Е.М. Исследование деформации монокристаллического жаропрочного сплава в процессе устранения усадочных пор методом горячего изостатического прессования.....	№ 7
Смыслов А.М., Быбин А.А., Седов В.В., Невьянцева Р.Р. Основные подходы к созданию технологии восстановительного ремонта лопаток ТВД с защитными покрытиями газоперекачивающих агрегатов после длительной эксплуатации	№ 7
Гришанина О.А. Закалочное охлаждение плоских стальных пластин в магнитной жидкости	№ 9
Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф. Влияния термообработки на износостойкость напыленных покрытий из порошковых проволок с тугоплавкими добавками.....	№ 11

Обработка концентрированными потоками энергии

Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев А.Д., Быщенко О.А., Теряев Д.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И. Структурные изменения в поверхностных слоях деталей из титановых сплавов ВТ6 и ВТ9 при облучении импульсными электронными пучками	№ 1
Федосов В.В., Федосова А.В. Модель периферийного нагрева частиц при газопламенном нанесении покрытий....	№ 2
Ярьско С.И. Особенности износа режущего инструмента после лазерного упрочнения на воздухе и в среде инертного газа.....	№ 3
Кадырметов А.М., Сухочев Г.А. Особенности процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий при модуляции электрических параметров	№ 4
Хромов В.Н., Кузнецов И.С., Петрашов А.С. Электроискровая обработка поверхностей деталей как способ получения износостойких покрытий из объемных наноструктурированных частиц.....	№ 4
Воронкова М.Н., Потапов Н.Н. Технология нанесения упрочняющих покрытий плазменным напылением при восстановлении деталей оборудования промышленности строительных материалов.....	№ 5

Любимов В.В., Иванов А.В., Витальский Д.В. Выбор параметров ионной модификации поверхностей деталей машин и инструментов	№ 5
Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Тилипалов В.Н., Ильин В.В. Электроимпульсно-дуговое легирование углеродистых сталей через подслоя электропроводящей эмали.....	№ 5
Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Дуда И.М. Сравнительный анализ эффективности кумулятивно-детонационного и HVOF устройств для газотермического напыления покрытий	№ 5
Хромов В.Н., Корнев В.Н., Барабаш В.В. Оценка объемных наноструктурированных покрытий при газоплазменном напылении с использованием водородно-кислородного пламени	№ 5
Афанасьев К.Н., Гусев А.В., Ильин А.С., Лапин Р.С., Рыжиков И.А. Сравнительный анализ методов повышения влагостойкости селективных поглощающих покрытий солнечных коллекторов.....	№ 6
Кляхина Н.А. Зависимость адгезионных свойств нитридных пленок от способа их получения	№ 6
Киреев Р.М. Синтез нитридов и карбидов интерметаллида систем Ti—Al на поверхности деталей плазменными потоками, генерируемых вакуумной дугой	№ 7
Белоцерковский М.А., Чекулаев А.В. Нанесение покрытий высокоскоростным газопламенным распылением полимерных шнуров	№ 8
Бледнова Ж.М., Русинов П.О. Формирование наноструктурированных поверхностных слоев из материалов с памятью формы на основе TiNi плазменной наплавкой... ..	№ 8
Мулин Ю.И., Власенко В.Д. Восстановление и упрочнение матриц для прессования алюминиевых профилей электроискровым легированием	№ 8
Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Петржик М.И., Костычев И.В. О влиянии микрочастиц на трибологические свойства градиентных Mo—Se—Ni—C покрытий, формируемых импульсным и лазерным осаждением	№ 9
Коротяев Д.Н., Николенко С.В., Машков Ю.К. Структурно-фазовое состояние и свойства поверхностного слоя, обработанного электроискровым легированием.....	№ 10
Курбанов Э.Д., Горин А.В. Области свечения наносекундного импульсного разряда в атмосферном воздухе при различных конфигурациях потенциального электрода.....	№ 10
Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В. Влияние ионной имплантации меди на свойства конструкционной стали 30ХГСН2А.....	№ 10
Сайфуллин Р.Н., Левин Э.Л., Фархшатов М.Н., Наталенко В.С. Ударная вязкость образцов с покрытиями, полученными электроконтактной приваркой	№ 10
Авдиенко А.А., Авдиенко К.И. Упрочнение поверхности конструкционных металлов и сплавов методом ионно-лучевой обработки	№ 12
Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П. Функциональная модель технологического обеспечения коррозионной стойкости тонких покрытий на основе применения метода микродугового оксидирования.....	№ 12
Овсянников Б.Л., Енин А.Д. Имитационное моделирование процесса электроэрозионного формообразования....	№ 12

**Химическая, химико-термическая
и электрохимическая обработка**

Верхотуров А.Д., Гордиенко П.С., Коневцов Л.А., Панин Е.С. Исследование микро-, макроструктуры, фазового и химического состава поверхностного слоя твердого сплава ВК8 после электроискрового легирования металлами	№ 1
Коротаяев Д.Н., Иванова Е.В. Оптимизация режимов упрочнения и эксплуатации стальных поверхностей трения после электроискрового легирования	№ 1
Пантелеенко Ф.И., Саранцев В.В., Пантелеенко Е.Ф., Боровик Д.И., Хина Б.Б. Формирование композиционных покрытий на основе железа при электрохимическом осаждении из растворов-электролитов с керамическими наполнителями	№ 4
Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Тилипалов В.Н. Карбонитрирование тонкостенных изделий из титановых сплавов в порошковых смесях при вакуумном нагреве	№ 4
Короткин В.И., Онишков Н.П. Оценка работоспособности зубчатых передач Новикова по различным критериям в зависимости от их геометрических параметров и видов химико-термической обработки	№ 4
Жуков В.А., Коряков С.В., Навоев А.П. Влияние параметров топливоподачи в дизелях на выбор упрочняющей обработки зубчатых колес механизма привода агрегатов	№ 5
Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Структура и механические свойства электролитических сплавов на основе железа	№ 7
Гуревич Ю.Г. Поверхностное азотирование твердых сплавов на основе карбида титана	№ 9
Степанов М.С. Диффузионное поверхностное упрочнение спеченных порошковых материалов элементами внедрения	№ 10
Жачкин С.Ю., Цысоренко П.В. Исследование износостойкости композитных хромовых покрытий	№ 11
Стратулат М.П. Макродинамическая конструктивная модель ячейки для внеанодного осаждения упрочняющего электролитического хрома	№ 11
Митрюшин Е.А., Саушкин С.Б., Саушкин Б.П. Пути развития и перспективы применения технологий электрохимической размерной обработки	№ 12
Саушкин Г.Б., Моргунов Ю.А. Электрохимическое нанесение информации на поверхность деталей машин	№ 12
Методы нанесения функциональных покрытий	
Сайфуллин Р.Н. Поведение ферромагнитной частицы при электроконтактной приварке порошков	№ 4
Обработка комбинированными методами	
Шулов В.А., Крайников А.В., Пайкин А.Г., Быченко О.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И. Модифицирование жаростойкого вакуумно-дугового покрытия NiCrAlY на поверхности лопаток из жаропрочных никелевых сплавов ЖС6У и ЖС26НК сильноточными импульсными электронными пучками	№ 2
Иванов Ю.Ф., Колубаев Ю.А., Тересов А.Д., Филимонов С.Ю., Вострецова А.В., Будовских Е.А., Громов В.Н. Модификация низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком поверхности стали, легированной электронным пучком поверхности методом	№ 2
Гуревич Ю.Г., Марфицин В.В. Упрочнение поверхности стальных деталей электроконтактной химико-термической обработкой	№ 2
Бровер А.В. Обработка металлических материалов комбинированным лазерно-ультразвуковым способом	№ 3

Белоцерковский М.А. Технологии формирования слоистых покрытий из разнородных материалов	№ 3
Матлин М.М., Дудкина Н.Г., Болдов А.Н. Исследование рабочих нагрузок при финишном поверхностном пластическом деформировании в условиях комбинированного упрочнения ЭМО+ППД	№ 4
Барабаш М.А., Колмыков Д.В., Гончаров А.Н., Колмыков В.И. Повышение износостойкости восстановленных деталей цементацией при ремонте машин	№ 5
Веселовский А.А., Веселовский Р.А. Особенности формирования диффузионных алюмованадированных слоев на серых чугунах	№ 6
Муравьев В.И., Бахматов П.В., Евстигнеев А.А., Дебеляк А.А. Интенсификация процессов диффузионного легирования поверхности конструкционных материалов металлами и металлоидами	№ 6
Росляков И.Н., Колмыков В.И. Низкотемпературное цианирование конструкционных сталей с использованием бесцианистых соляных ванн	№ 6
Сайфуллин Р.Н. Особенности электроконтактной приварки порошка, сформированного на металлической сетке	№ 6
Журавлева Л.А., Колодяжный П.В. Технология формирования цинкового покрытия на деталях из углеродистых сталей в условиях вибрационной обработки	№ 7
Росляков И.Н., Колмыков В.И., Рослякова Л.И. Интенсифицирующая роль кислорода в науглероживании сталей при использовании углеродно-карбонатных цементирующих покрытий	№ 7
Сайфуллин Р.Н., Наталенко В.С. Контактная прочность покрытий, полученных электроконтактной приваркой	№ 7
Агзамов Р.Д., Будилов В.В., Амирханова Н.А. Защитные свойства многослойных покрытий Ti-TiN, полученных методом плазменно-ассистированного нанесения	№ 8
Безъязычный В.Ф., Шеховцева Е.В. Контактная прочность зубьев зубчатых колес ГТД, изготовленных электроэрозийной обработкой с применением метода химико-термического упрочнения	№ 9
Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В. Влияние криогенной прокатки на микроструктуру и механические свойства меди	№ 9
Рамазанов К.Н. Ионное азотирование деталей ГТД в тлеющем разряде с полым катодом	№ 9
Гаврилова Т.М., Пегашкин В.Ф., Якимов М.А., Болдин Е.В. Формирование микропрофиля в процессе обработки поверхностным пластическим деформированием с наложением ультразвуковых крутильных колебаний	№ 10
Жачкин С.Ю., Сидоркин О.А. Расчет напряжений в дисперсно-упрочненных композитах, полученных методом ГКО	№ 10
Крылова Т.А., Полетика И.М., Голковский М.Г. Влияние модифицирования и термической обработки на структуру металла покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой карбидом вольфрама	№ 10
Токарев А.М. Влияние способов обработки скользящих электрических контактов на стабильность переходного сопротивления	№ 10
Веселовский А.А., Сергиенко С.Н. Повышение износостойкости зубчатых колес силовых передач из высокопрочного чугуна термодиффузионным ванадированием из порошковой смеси контактным способом	№ 11

Пугачева Н.Б. Влияние химического состава и технологии нанесения алюминидных покрытий на характер повреждения при эксплуатации..... № 11

Сухочев В.А., Смольяникова Е.Г., Небольсин Д.М., Косенцев С.Н. Технологии производительного формирования комбинированными методами поверхностней полостей и каналов под нанесение защитных покрытий.... № 11

Перспективное оборудование и системы автоматизации

Перекрестов А.П. Определение интенсивности изнашивания в агрессивных газовых средах, являющихся компонентами перерабатываемого и перекачиваемого природного газа..... № 5

Шкретов Ю.П., Викулина Л.М., Терехин А.М. Установки для получения жаростойких диффузионных покрытий газовым циркуляционным способом на наружных и внутренних поверхностях рабочих лопаток ГТД и ГТУ.. № 10

Виноградов В.М. Особенности высокопроизводительных станков для калибрования зубьев цилиндрических колес средних модулей № 12

Контроль качества упрочняющей обработки

Сорокин В.М., Танчук С.С., Суслик М.Е., Берглезов В.В., Тудакова Н.М. Контроль остаточных напряжений при режущем-деформирующем протягивании отверстий № 1

Семенов Э.И., Ломанов А.Н., Гусаров А.В., Лымаев Г.И., Щербаков А.В. Обеспечение заданной толщины покрытий при газоплазменном нанесении на детали ГТД..... № 1

Губанов В.Ф. Комплексное обеспечение шероховатости и микротвердости поверхности при алмазном выглаживании..... № 1

Информация. Производственный опыт

Голенков В.А., Радченко С.Ю., Дорохов Д.О. Формирование градиентных субмикро- и наноструктурных состояний комплексным локальным нагружением очага деформации..... № 3

Девяттерикова Н.А. Антикоррозионная защита оборудования от действия агрессивных сред с использованием композитных материалов № 6

Коростелев А.Б., Чумак-Жуль Д.А., Еремеева Ж.В. Легирование рабочих поверхностей порошковых стальных изделий методом многокомпонентного насыщения..... № 6

Лисин А.Н., Мозалев В.В., Степнов М.Н. Влияние эксплуатационных перегревов на эффективность упрочнения деталей..... № 9

Нормативно-технические документы

Материалы лакокрасочные. Метод испытания на быструю деформацию (прочность при ударе), ГОСТ Р 53007—2008..... № 6

Óààæààì ù á ÷èò àò áëè!

Ì õì àì èæààòñý ï ï àì èñèà

í à í àò÷í í -ò áóí è÷áñèèè è ï õí èçáí áñò ááí í ù é æóóí àè

"Õ Ñ Ñ × Í Ñ Ò È Á ÒÁÕ Í ÈÏ ÆÈÈ È Ï Ï ÈÐÙ ÒÈÑ"

Ï ï àì èñí ù á èí ááèñù ï ï èàòàèí æàì :

"Ñ ñ ñ á÷àòü" – 85159, "Ï ðáññà Ñ ññèè" – 39269, "Ï ï ÷à Ñ ññèè" – 60252.

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

Ñ ññèý, 107076, Ï ï ñèáà, Ñò õí ï ù í ñèèé ï áð., ä. 4,

Ï Ï Ï "Èçàò àèùñò áí Ì æ èí ï ñò õí áí èá",

ðáààèèèý æóóí àèà "Õ Ñ Ñ ÷í ÿð ù èá ò áóí í èí æèè è ï ï èðù ò èý".

Òàè.: (499) 268-40-77. Òàèñ (499) 269-47-98.

E-mail: utp@mashin.ru. http://www.mashin.ru

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 26.10.09 г. Подписано в печать 23.12.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 6,67. Заказ 15. 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