ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 5 (77)
май
2011

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

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

Заместитель главного редактора
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
В.М. БАШКОВ
А.И. БЕЛИКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

Факс: (499) 269-48-97.

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

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Дробяз А.А., Буров В.Г., Батаев В.А., Дробяз Е.А., Веселов С.В., Голковский М.Г. Формирование дисперсно-упрочненного композиционного материала WC–Ag в условиях высокоскоростного нагрева 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Беликов А.И., Шарапков М.А., Седых Н.С. Антифрикционные упрочняющие нанокомпозитные покрытия, формируемые методами магнетронного осаждения и ионно-лучевой обработки тонких пленок 7

Гнюсов С.Ф., Игнатов А.А., Дураков В.Г. Влияние термоциклирования при электронно-лучевой наплавке на структурно-фазовое состояние и износостойкость покрытий из стали Р6М5 15

Николенко С.В., Бурков А.А. Некоторые аспекты механизированного электроискрового легирования стали вращающимся торцевым электродом из твердого сплава с различной частотой и длительностью электрических импульсов 21

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Ковенский И.М., Поветкин В.В., Венедиктов А.Н. Образование пересыщенных твердых растворов при электроосаждении сплавов и гетерогенизация структуры покрытий в процессе старения 28

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Бабичев А.П., Иванов В.В., Мотренко П.Д. Исследования основных технологических параметров формирования вибрационного механохимического покрытия и качества оксидной пленки 33

Романенко Е.Ф. Исследование покрытий на быстрорежущей стали, полученных методом локального электроискрового нанесения 38

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Круцило В.Г., Кротинов Н.Б., Карпов А.В., Никишов О.В. Проектирование новой конструкции камеры охлаждения для установки термопластического упрочнения и экспериментальные сравнения эффективности упрочнения образцов из сплава ХН77ТЮР в кольцевом спрейере и в новой конструкции камеры охлаждения 44

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2011**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 5 (77)
May
2011

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

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

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

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

CONTENTS

THERMAL PROCESSING

Drobyaz A.A., Burov V.G., Bataev V.A., Drobyaz E.A., Veselov S.V., Golkovsky M.G. Effect of high-speed heating on formation of composite material WC–Ag reinforced by dispersion particles 3

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Belikov A.I., Sharapkov M.A., Sedyh N.S. Hardened nanocomposite solid lub ricant coverings formed by thin films magnetron sputtering and its ion-beam processing 7

Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Durakov V.G. Thermocycling influence on phase-structure composition and wear resistance of coatings on the basis of steel P2M5 obtained by electron-beam deposition 15

Nikolenko S.V., Burkov A.A. Some aspects of mechanised electrospark alloying of steels by rotating face hard alloy electrode with various frequency and duration of electric impulses 21

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Kovenskiy I.M., Povetkin V.V., Venediktov A.N. Formation of supersaturated solid solutions electrodepositing of alloy and heterogenization structure of coatings during aging 28

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Babichev A.P., Ivanov V.V., Motrenko P.D. Research of process of formation nano-surface a oxiding covering at vibrating mechanochemical to processing 33

Romanenko E.F. Research of coverings on the fast-cutting steel received by the method of local electrospark drawing 38

PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

Krutsilo V.G., Krotinov N.B., Karpov A.V., Nikishov O.V. The design of new construction for camera cooling systems termoplast increase and experimental comparison of the effectiveness hardening alloy samples XH77TЮР in annular sprayer and the new design the cooling chamber 44

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2011**

УДК 620.186.14:620.192.41

А.А. Дробяз, В.Г. Буров, В.А. Батаев, Е.А. Дробяз, С.В. Веселов
(Новосибирский государственный технический университет),
М.Г. Голковский *(Институт ядерной физики СО РАН, г. Новосибирск)*
E-mail: drobyaz@ya.ru

Формирование дисперсно-упрочненного композиционного материала WC–Ag в условиях высокоскоростного нагрева*

Приведены результаты экспериментальных исследований структуры и свойств дисперсно-упрочненных композиционных материалов системы WC–Ag, полученных спеканием с использованием технологии вневакуумного электронно-лучевого нагрева. Показано, что при электронно-лучевом спекании в воздушной атмосфере порошковой смеси частиц серебра размерами от 5 до 15 мкм и частиц карбида вольфрама размерами от 10 до 20 мкм формируется композиционный материал с равномерным распределением упрочняющих частиц в серебряной матрице.
Ключевые слова: *вневакуумная электронно-лучевая обработка, композиционный материал, серебро, карбид вольфрама.*

Results of experimental researches of structure and the properties of the dispersibly-strengthened composite materials of system WC–Ag obtained by sintering with use of atmospheric electron-beam heat are resulted. It is clarified, that at electron-beam sintering in an air atmosphere of a composition from powdered mixture with a size of particles of silver from 5 to 15 microns and particles of tungsten carbide a size from 10 to 20 microns it is shaped composition a material with a uniform distribution of particles of a carbide phase in a silver matrix.
Keywords: *atmospheric electron-beam sintering, composite material, silver, tungsten carbide.*

Введение

Развитие современной техники требует создания материалов, надежно работающих в сложной комбинации силовых и температурных полей, при воздействии агрессивных сред, глубокого вакуума и высоких давлений. Зачастую требования, предъявляемые к материалам, являются взаимоисключающими и противоречащими друг другу. В таких случаях компромиссные решения можно найти путем создания композиционных материалов.

Большой интерес представляют металлокерамические сплавы, в металлической основе которых равномерно распределена тонкодисперсная упрочняющая фаза. Необычные свойства этих материалов обусловлены не только особенностями отдельных частиц, но и их коллективным поведением, зависящим от характера взаимодействия между компонентами композиционного материала. Свойства отдельных компонентов, входящих в материал, проявляются в большей степени при отсутствии их химического взаимодействия или образования растворов друг с другом [1–3].

Яркими представителями дисперсно-упрочненных композиционных материалов являются твердые сплавы, состоящие из карбидов тугоплавких металлов и пластичного связующего. Твердые сплавы, независимо от их химического состава, получают методами порошковой металлургии, которые позволяют с наибольшей эффективностью управлять составом и структурой создаваемого материала, а следовательно, и его свойствами.

Одной из важных технологических операций при получении дисперсно-упрочненного композиционного материала является спекание, обеспечивающее формирование необходимой структуры материала. Свойства композиционных материалов в значительной степени определяются характером процессов, протекающих при спекании. Смачивание частиц упрочняющей фазы матричным материалом является необходимым условием получения высококачественного композиционного материала.

Примерами удачного сочетания свойств матричного материала и упрочняющей фазы, проявления

* Работа выполнена при финансовой поддержке АВЦП 2009–2010 гг.

эффекта смачивания являются твердые сплавы системы WC–Co. Замена материала связки Co на другой во многих случаях приводит к снижению прочностных и эксплуатационных характеристик получаемого сплава из-за образования в структуре третьих фаз (помимо WC и Co) или снижения смачиваемости карбида вольфрама матричным материалом и появления пор.

Особый интерес представляет использование в качестве матричных материалов серебра и меди, имеющих хорошие антифрикционные свойства. Применение этих металлов в качестве связующего может обеспечить особые свойства сплавов, которые необходимы при изготовлении контактов дугогасительных камер. Применяемый для изготовления электроконтактных материалов карбид вольфрама обладает высокой температурой плавления, прочностными характеристиками и особыми свойствами, позволяющими уменьшить ток среза в контакторе. Для карбида вольфрама характерна низкая тепло- и электропроводность и высокое контактное сопротивление.

Серебро, наоборот, обладает высокой тепло- и электропроводностью и малым контактным сопротивлением. Недостатками серебра являются высокая склонность к эрозии при возникновении электрической дуги, низкие критические силы тока и напряжения и повышенная склонность к свариваемости.

По данным работы [4], дисперсно-упрочненный композиционный материал WC–Ag является оптимальным материалом для производства электрических контактов. Компактирование изделий из порошковых смесей серебра и карбида вольфрама затруднено из-за плохого смачивания, являющегося причиной формирования пористого композиционного материала с неравномерным распределением твердой фазы. Использование для спекания порошковой смеси источников энергии высокой концентрации может обеспечить температурно-временные режимы, исключающие седиментацию частиц упрочняющей фазы в расплаве и снижающие пористость спеченного материала.

Цель работы – выявление особенностей формирования матричных композиционных материалов в процессе жидкофазного спекания под воздействием электронного пучка, выведенного в атмосферу.

Методика проведения исследований

В качестве объектов исследования использовали прессовки порошков серебра Ag зернистостью 5...15 мкм и карбида вольфрама WC зернистостью 10...20 мкм. Карбидная фаза в порошковой смеси содержалась в количестве 60 % мас. Смешивание компонентов осуществляли в спиртовой среде с использованием ультразвуковой установки, обеспечивающей колебания частотой 22 кГц. Перед прессованием порошковой смеси спиртовая среда испарялась.

Рис. 1. Стальной стакан с медной и серебряной прессовками

Компактирование заготовок диаметром 50 мм и высотой 15 мм осуществляли на комплексе Instron с усилием прессования 20 т.

Электронно-лучевую обработку проводили в Институте ядерной физики СО РАН на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6, обеспечивающем вывод электронного пучка в воздушную атмосферу. Обработку осуществляли по режимам: сила тока пучка электронов I = 4...14 мА; без относительного перемещения; время воздействия электронного пучка 45...392 с; расстояние от выпускного окна до образца H = 130 мм; энергия пучка E = 1,4 МэВ.

Прессовку располагали в стальном стакане (рис. 1). Для предотвращения контакта материала прессовки со сталью применяли термостойкую обмазку.

Структурные исследования спеченного композиционного материала выполняли с использованием светового микроскопа Axio Observer A1m и растрового микроскопа Carl Zeiss EVO 50 XVP. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA.

Результаты исследований и их обсуждение

Процесс электронно-лучевого воздействия сопровождается объемным вводом энергии в поверхностные слои материала. Высокие скорости нагрева поверхностных слоев и отвода тепла в слои материала, лежащие ниже, способствуют формированию монолитного композиционного материала WC–Ag.

Особенности тонкого строения материала свидетельствуют о наличии в процессе спекания интенсивного перемешивания частиц карбида вольфрама и матричного материала под воздействием потока электронов, что согласуется с результатами исследований работы [5]. Высокая теплопроводность серебра и малые размеры образцов позволяют после прекращения

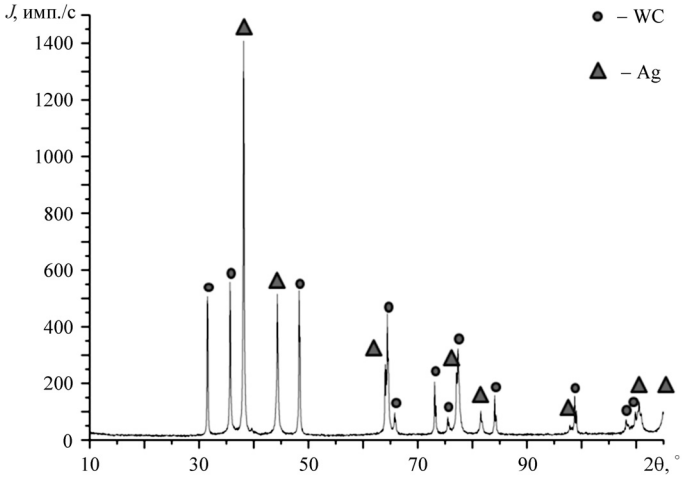


Рис. 2. Фрагмент дифрактограммы металлокерамического материала WC–Ag после высокоэнергетического воздействия

электронно-лучевого нагрева зафиксировать карбидные частицы в объеме материала в результате быстрой кристаллизации по всему объему.

Лучшие результаты были получены при силе тока электронного пучка 10 мА и времени спекания 120 с. Результаты рентгеноструктурного анализа свидетельствуют об отсутствии оксидов в объеме композиционного материала (рис. 2). Однако на поверхности спеченных образцов наблюдается скопление порошка желтого цвета, свидетельствующее об интенсивном окислении карбида вольфрама.

Снижение массы прессовки в процессе кратковременного спекания свидетельствует о сублимации компонентов спекаемого материала. Частицы карбида вольфрама претерпевают структурные изменения в процессе электронно-лучевого спекания. Содержание углерода в карбидной фазе в процессе высокотемпературного нагрева снижается. В объеме полученного композита обнаружено присутствие в малых количествах карбида W_2C (рис. 3).

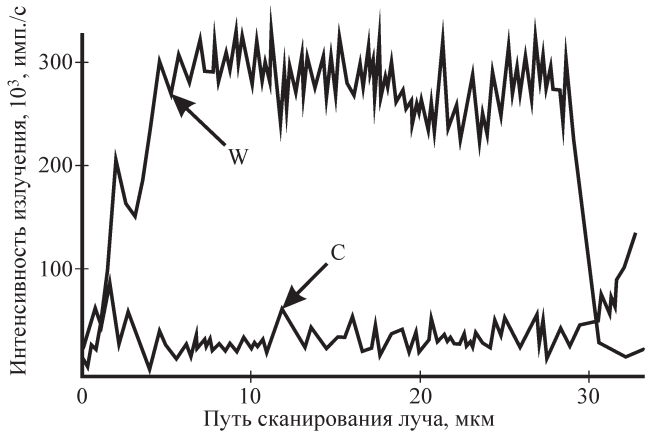
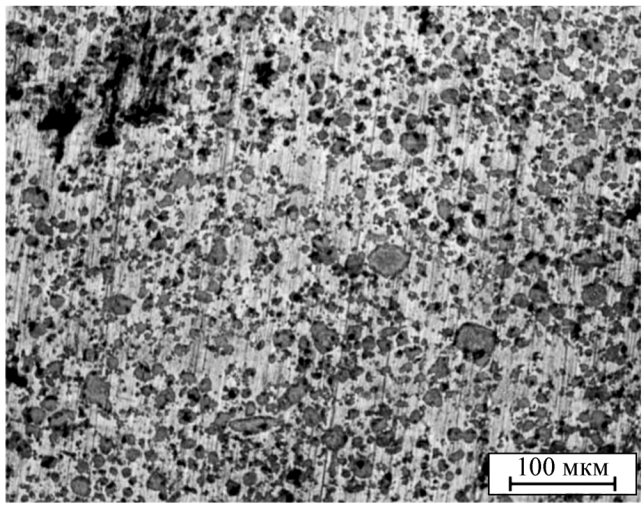
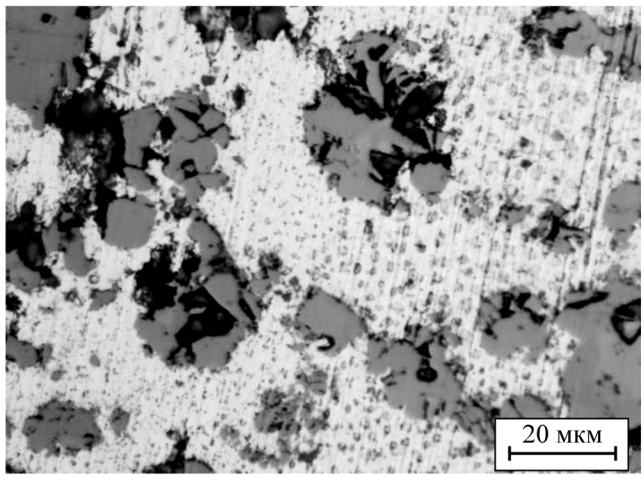


Рис. 3. Распределение вольфрама и углерода по сечению карбида



а)



б)

Рис. 4. Распределение карбидов в матрице после электронно-лучевой обработки:
а – общий вид; *б* – распределение мелких карбидов между крупными

Металлографические исследования образцов показали, что при всех режимах вневакуумной электронно-лучевой обработки формируется композиционный материал с равномерным распределением карбидной фазы (рис. 4). Выявлено, что в объеме материала присутствуют как крупные карбидные частицы размером более 40 мкм, так и мелкие – размером до 500 нм. Характерной особенностью крупных карбидных включений является их дендритное строение (рис. 5).

Химический анализ карбидных включений свидетельствует об изменении концентрации углерода в объеме карбида, что подтверждает выгорание углерода с поверхности карбидных включений.

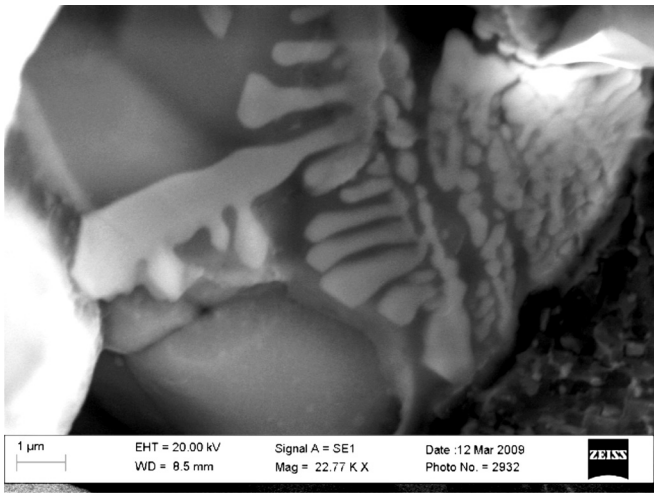


Рис. 5. Эвтектика во внутреннем строении разрушенного карбида

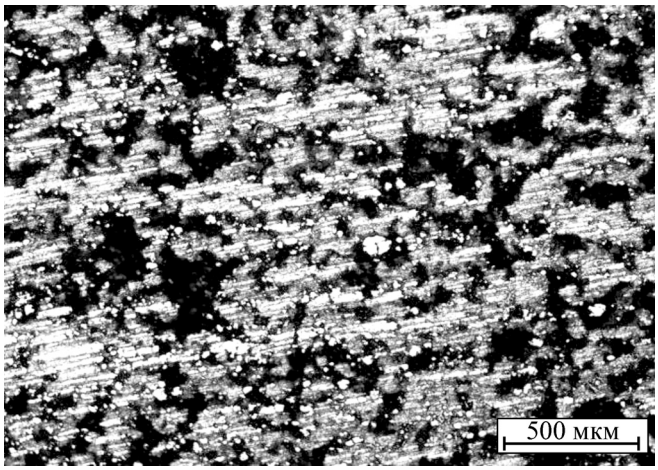


Рис. 6. Пористый участок в объеме материала

Несмотря на то что максимальная пористость спеченных образцов составляет примерно 50 % (рис. 6), скопление пор наблюдается только вокруг крупных карбидов. На участках с карбидными включениями, размер которых не превышает 0,5 мкм, практически полностью отсутствует пористость (см. рис. 4). Полученные результаты дают основание предполагать возможность формирования безпористого композиционного материала WC–Ag при использовании ультрадисперсных порошков упрочняющей фазы.

Выводы

1. Вневакуумная электронно-лучевая обработка порошковой смеси WC–Ag обеспечивает формирование композиционного материала с равномерным распределением карбидной фазы.

2. Уменьшение размеров карбидной фазы в исходной порошковой смеси и оптимизация технологических режимов вневакуумной электронно-лучевой обработки способствуют формированию беспористого композиционного материала.

3. Спекание порошковых смесей WC–Ag электронным лучом в воздушной атмосфере приводит к окислению частиц карбида вольфрама, находящихся на поверхности спекаемого образца, снижению количества углерода в объеме композита и формированию в малых количествах карбида W_2C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Паркин А.А., Косинова С.Н., Жаткин С.С.** Исследование процессов перераспределения компонентов при формировании покрытий из порошковых материалов, полученных с помощью лазерного излучения // Вестник Самарского гос. техн. ун-та. Серия: Физико-математические науки. 1998. № 6. С. 132–134.

2. **Гальченко Н.К., Дампилон Б.В., Белюк С.И.** Формирование структуры и свойств металлокерамических покрытий на основе карбонитридов титана // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № 2. С. 181–184.

3. **Галимов Э.Р.** Основные тенденции в развитии и применении композиционных материалов в современной технике // Вестник Казанского гос. техн. ун-та им. А.Н. Туполева. 2000. № 4. С. 20–25.

4. **Schrott O.** (www.struers.com) / Preparation of WC/Ag contact materials with different homogeneity // e-Structure. № 40. P. 6–8.

5. **Крюкова О.Н., Князев А.Г.** Влияние динамики поступления частиц в расплав на фазовую структуру и свойства покрытия, формирующегося в процессе электронно-лучевой наплавки // Физическая мезомеханика. Спец. выпуск. Ч. 2. 2004. № 7. С. 205–208.

УДК 621.793.182:621.893

А.И. Беликов, М.А. Шарапков, Н.С. Седых
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)
E-mail: belikov@bmstu.ru

Антифрикционные упрочняющие нанокомпозитные покрытия, формируемые методами магнетронного осаждения и ионно-лучевой обработки тонких пленок

Приведены результаты исследований трибологических характеристик тонкопленочных композиций на основе слоистых структур твердых и твердосмазочных материалов.
Ключевые слова: *нанокомпозитные покрытия, многослойные антифрикционные упрочняющие покрытия, ионная обработка, магнетронное осаждение.*

Thin-film composition based on multilayer hard and solid lubricant materials tribological characteristics is discussed.
Keywords: *nanocomposite coverings, multilayer low friction hardened coverings, ion processing, magnetron sputtering.*

Введение

Любые решения проблем уменьшения износа поверхностей пар трения деталей машин и инструмента, обеспечения постоянства трибологических свойств контактных сопряжений в течение всего срока службы изделий актуальны и востребованы. Активизация процессов поиска и разработки перспективных технологий и решений в этой сфере под флагом "нанотехнологий" привела к существенному повышению внимания к роли наноэффектов и использованию его как основного фактора, обеспечивающего улучшение свойств уже известных и востребованных материалов.

В частности, важность размерного фактора в такой широкой области, как композитные материалы, трудно переоценить. Существенное влияние размеров и форм составляющих, входящих в композит материалов, на его конечные объемные свойства подтверждено не только работами в этой области, но и многовековым опытом цивилизации, природными примерами. Потому многочисленные попытки перенести имеющийся опыт применения разнородных материалов в комбинированных композитах на субмикронный, наноразмерный уровень, как правило, сопряжены с успехом и положительными достижениями.

В области наноэффекта к уже имеющимся инструментам воздействия на свойства композита: размерам, формам и свойствам составляющих материалов добавляется фактор влияния наноструктурных и наноразмерных эффектов на свойства материала, проявление суперпластичности и суперупругости.

В классификации инструментальных материалов особый упор делается на выбор материала для инструмента с позиций особенности обработки и учета того, что существуют две крайности в свойствах, а именно, по своим объемным свойствам материал является либо вязким и в достаточной степени пластичным, при относительно невысокой стойкости, либо обладает высокой стойкостью и твердостью, однако хрупок и имеет низкую ударную прочность.

Очевидно, что разрешением такой противоречивой ситуации может служить вариант, когда инструмент состоит из ударопрочной, выдерживающей большие макронагрузки основы и поверхностной упрочняющей композиции, обеспечивающей необходимые трибологические и другие свойства поверхности.

Применение разнородных по своим трибологическим свойствам материалов в составе композиций с различными структурными параметрами, формирование структуры вакуумными методами обработки и осаждения тонких пленок с возможностью изменения режимов технологического процесса позволяют управлять совокупностью трибологических свойств.

Повышение механических свойств монослойных упрочняющих покрытий в настоящее время осуществляется путем применения современных многокомпонентных наноструктурированных покрытий, которые формируются распылением мишеней на основе титана с примесями таких элементов, как Al, C, Si, B, Cr и т.п. Блокирование процессов роста зерен в покрытии за счет применения перечисленных элементов способствует формированию наноразмерной структуры покрытия, однако наряду с этим покрытие обладает высокими внутренними напряжениями. Большинство покрытий подобного типа обладает высоким коэффициентом трения, а несколько меньшим – покрытия, содержащие в своем составе Cr.

Перспективным направлением в области совершенствования триботехнических характеристик современных покрытий является использование твердосмазочных материалов в составе различных композиций с твердыми материалами. Структура композиций с учетом возможностей ионной обработки и вариант-

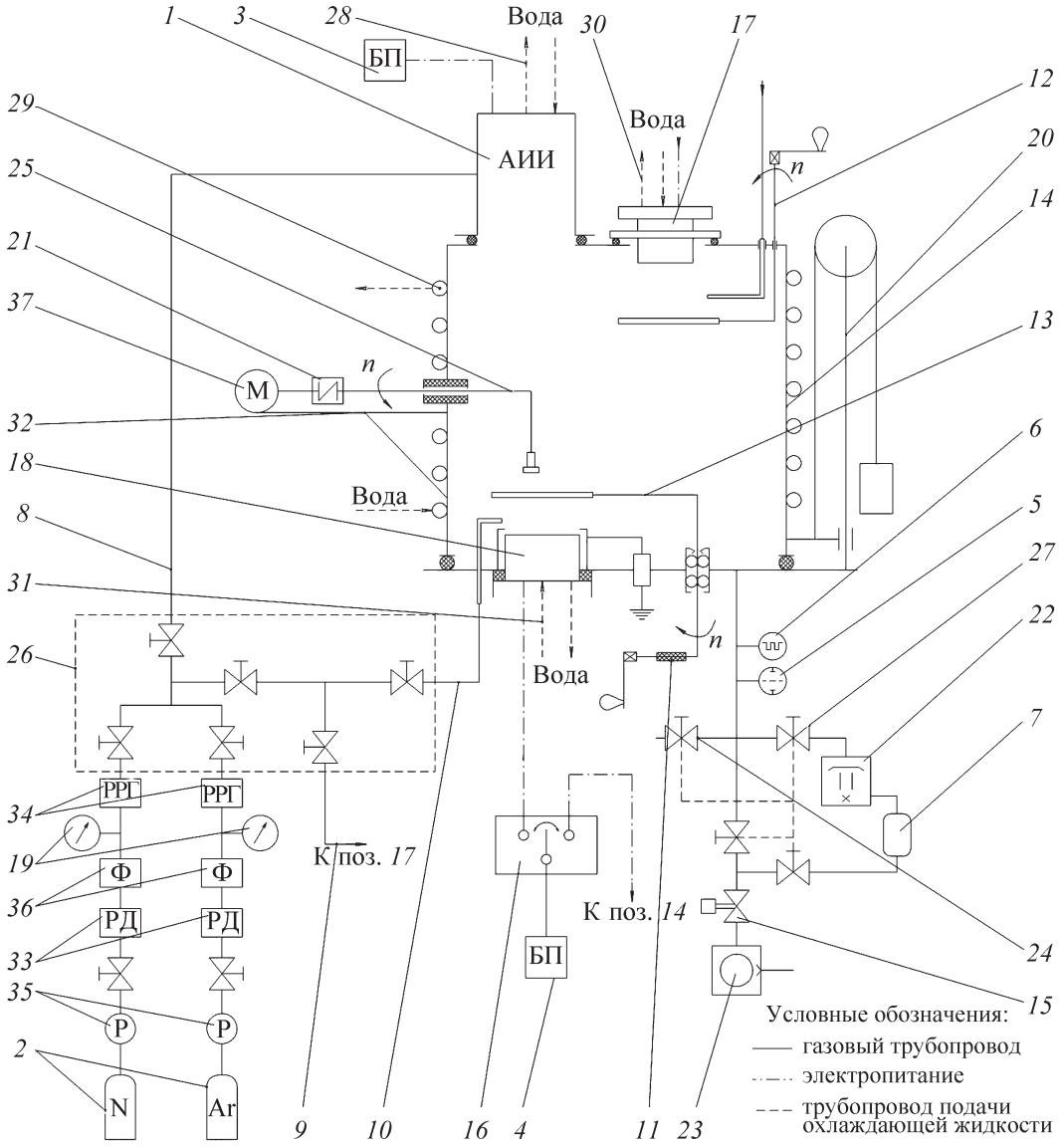


Рис. 1. Установка для вакуумного осаждения тонкопленочных триботехнических покрытий:
1 – автономный источник ионов (АИИ); *2* – баллоны с газом; *3* – блок питания (БП) АИИ; *4* – БП магнетронов; *5* – ионизационный датчик; *6* – термопарный датчик; *7* – газобалластный объем; *8* – газовая магистраль АИИ; *9*, *10* – газовые магистрали магнетронов; *11* – гибкий вал; *12*, *13* – заслонки; *14* – камера; *15* – клапан с электромагнитным приводом; *16* – коммутатор; *17*, *18* – магнетроны; *19* – манометр; *20* – механизм подъема; *21* – муфта; *22* – диффузионный насос; *23* – механический насос; *24* – натекатель; *25* – оснастка с образцом; *26* – система газораспределения; *27* – система клапанов с механическим приводом; *28*, *29*, *30*, *31* – системы соответственно охлаждения АИИ, камеры и магнетронов; *32* – направляющая рама; *33* – регулятор давления; *34* – регулятор расхода газа; *35* – редуктор; *36* – фильтр; *37* – электродвигатель

ности реализации технологического процесса может быть в виде:

1) ***многослойных покрытий,*** сочетающих слои (в том числе и наноразмерные) современных твердых, упрочняющих наноструктурных материалов (TiAlN, TiSiBN, TiCrBN и др.) и прослойки твердосмазочных материалов (WS_2, MoS_2) [1];

2) ***нанокомпозитных покрытий,*** формируемых одновременным осаждением твердосмазочных и износостойких материалов. При этом компоненты равномерно, диффузно распределены в объеме, а сам процесс может быть реализован одновременным осаждением материалов из нескольких источников нанесения, либо распылением единой прессованной мишени, содержащей в определенном соотношении исходные составляющие компоненты будущего покрытия (например, Ti, Al, MoS_2) [2];

3) ***трехмерных планарных топологических структур,*** сочетающих преимущества дискретных и комбинированных покрытий. За счет применения в технологии операций размерной обработки (фотолитографическими методами или теневыми масками) и ионного травления поверхности изделий для создания микрорельефа, "адаптирующего" под условия трения покрытие, повышающего срок службы изделия.

Интерес к комбинированным покрытиям такого типа связан, прежде всего, с возможностью достижения низких значений коэффициента трения скольжения (менее 0,2) при незначительном снижении показателей износостойкости. Первые два вида структуры композиции покрытия относительно просто реализуемы на специализированном или типовом модернизированном оборудовании (рис. 1). Третий вариант структуры предполагает более высокие функциональные свойства композиции, однако является более затратным, "экзотическим" и вследствие наличия операций маскирования и локальной обработки применим для достаточно простых поверхностей.

Рассматриваемые покрытия получают используя широкий спектр машиностроительных технологий, начиная с упрочнения технологического инструмента обработки резанием и деформированием и заканчивая парами трения вакуумного оборудования и энергомашиностроения.

Использование в составе композиций дисульфидов молибдена и вольфрама накладывает ряд ограничений на возможность применения различных вакуумных методов осаждения покрытий из этих материалов, и если упрочнение технологического инструмента чаще стараются проводить дуговым методом, как более производительным, то для осаждения дисульфидов наиболее применим метод магнетронного распыления. При меньших в сравнении с дуговым методом скоростях осаждения покрытий магнетронный метод обеспечивает высокие универсальность, качество и воспроизводимость процесса, возможность работать практически с любыми материалами и получать покрытия регламентированного стехиометрического состава.

Несмотря на широкое распространение в промышленности дисульфида молибдена, реже – дисульфида вольфрама, и их исключительные антифрикционные свойства, эти материалы обладают относительно невысокой стойкостью к окислению, а также подвержены разложению.

В инертных средах и в вакууме, напротив, эти материалы демонстрируют высокие трибологические свойства [3], а при определенных условиях коэффициент трения может достигать аномально низких значений (0,002). В атмосферных условиях дисульфид молибдена чаще всего имеет коэффициент трения на уровне 0,1...0,2. Применение дисульфидов в составе композиций позволяет ограничить воздействие окружающей среды, а в случае второго варианта композиции способствует формированию наноразмерной структуры, и все это приводит к снижению коэффициента трения до уровня нескольких сотых.

Установка для нанесения покрытий

Для оценки свойств и эффективности применения различных вариантов комбинированных композитных покрытий использовали модернизированную вакуумную установку Balzers-350G, дооснащенную двумя магнетронами постоянного тока *17*, *18* с диаметрами мишеней 40 и 78 мм и автономным источником ионов с холодным катодом типа "Радикал" *1* (см. рис. 1).

Электропривод *37*, размещенный на камере, обеспечивает манипуляции с образцами *25* во время технологического процесса обработки. Установка дооснащена газовыми магистралями *9* и *10*, которые обеспечивают подачу технологического (аргон) и реактивного (азот) газов в рабочую камеру *14*. Процентное соотношение и величина потока напускаемых газов задаются из управляющей программы компьютера, к которому через платы *цифроаналоговых* (ЦАП) и *аналого-цифровых* (АЦП) подключены регуляторы расхода газов. Вакуумная система установки на основе двухступенчатого пластинчато-роторного насоса и диффузионного насоса с водоохлаждаемой ловушкой обеспечивает откачку камеры до остаточного давления 10^{-3} Па.

Измерения коэффициента трения скольжения покрытий на образцах в контакте с контртелом осуществляли на стенде (рис. 2, *а*) по известной схеме измерения pin-on-disk, широко используемой в современных трибометрах. На опоре в подшипниковом узле стенда установлено коромысло, в левом плече которого размещается тензобалка с закрепленным на ее

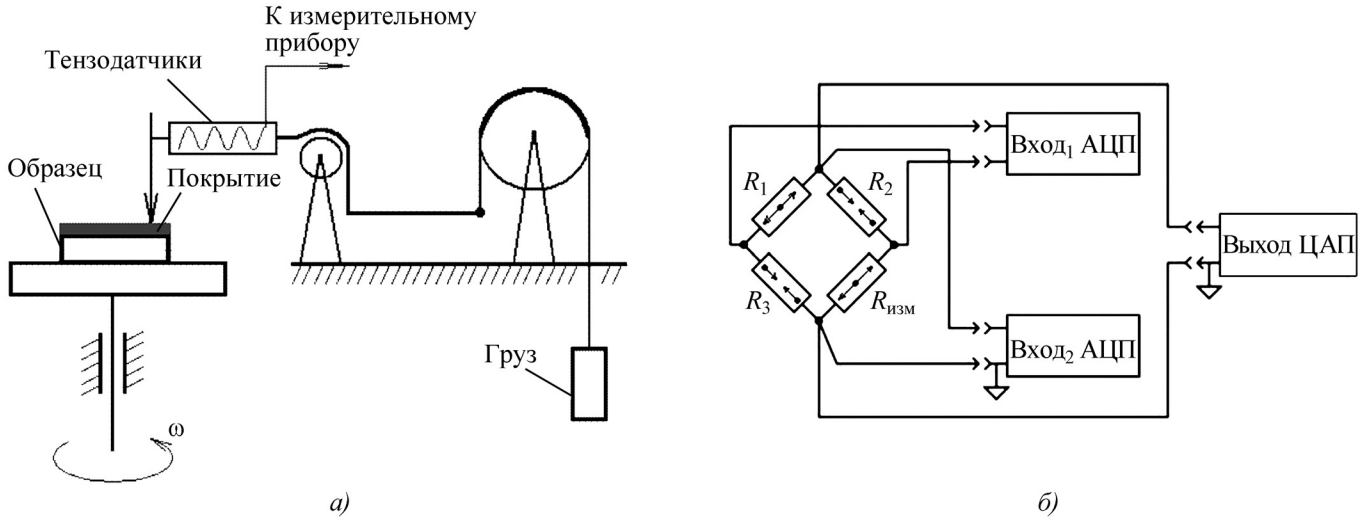


Рис. 2. Схема стенда (*а*) для измерения коэффициента трения покрытий и подключение тензодатчиков измерительной системы стенда (*б*)

конце стержнем (pin), в основании стержня крепится контртело, приводимое в контакт с поверхностью исследуемого образца.

В экспериментах для этих целей использовали шарик из стали ШХ15. К правому плечу коромысла посредством тросика, через блок, прикладывается сила от груза, обеспечивающего необходимое контактное взаимодействие в паре трения контртело–образец. На правом плече коромысла расположена система регулировочных грузов для балансировки системы в ненагруженном состоянии. Предметный столик с расположенным на нем исследуемым образцом (disk) приводится во вращение асинхронным двигателем с регулятором частоты.

Тензобалка подключена к измерительной системе на основе блока ЦАП-АЦП ZetLab ZET 210 фирмы "Электронные технологии и метрологические системы". Для повышения точности измерений подключение тензомоста производили по схеме (рис. 2, *б*), в которой АЦП 2 используется для учета реального значения напряжения, подаваемого на тензомост. Блок ЦАП-АЦП через порт USB 2.0 подключали к персональному компьютеру, а для фиксации текущего значения силы, воздействующей на тензобалку, использовали прикладное программное обеспечение из состава измерительного комплекта.

Оценку износа образцов осуществляли методом контроля потока частиц износа из зоны трения образцов на оборудовании и по методике экспресс-анализа долговечности тонкопленочных упрочняющих покрытий по потоку частиц из зоны трения [4]. В составе стенда использовали вращающийся диск из твердого материала, который приводился в контакт с покрытием на образцах. Подсчет отобранных из зоны трения частиц осуществляли счетчиком аэрозольных частиц ПК.ГТА 0,3-002.

Измерения выполняли в чистом помещении, а полученные данные подвергали коррекции на величину предварительно измеренного фона из зоны контакта в режиме выключенного привода вращающегося образца. Полученные для двух размерных диапазонов значения числа частиц на литр отбираемого воздуха давали величину износа. Диапазоны размеров частиц износа составляли от 0 до 0,3 мкм (диапазон: "частиц 0,3 мкм/л") и от 0,3 до 0,4 мкм (диапазон: "частиц 0,4 мкм/л"). Измерения выполняли по пяти различным точкам поверхности каждого образца и затем усредняли.

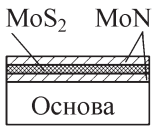
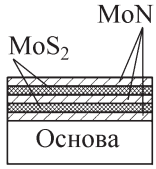
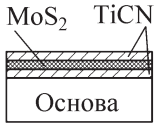
Измерения толщины полученных покрытий проводили на интерференционном микроскопе МИИ-4.

Измерения твердости исходных подложек и композиции подложка–покрытие осуществляли на твердомере ПМТ-3 (ГОСТ 9450–76). Для оценки эффекта упрочнения поверхности от нанесенных покрытий можно в первом приближении принять данные о твердости композиции.

Многослойные покрытия

Изменение таких параметров многослойной композиции, как материал износостойких и твердосмазочных слоев, число слоев, их толщины/соотношение толщин, будет влиять на совокупность трибологических свойств: интенсивность изнашивания и коэффициент трения, а также на твердость покрытия. Для оценки степени влияния различного состава и числа слоев многослойных композиций на выходные параметры была проведена серия экспериментов.

Состав и параметры структуры покрытия

№ образца	Состав покрытия	№ основы	Толщина, мкм		Структура слоев
			слоя	композиции	
1	$MoN+MoS_2+MoN$	3	0,5...0,7	2	
2		2			
3	$MoN+MoS_2+MoN+MoS_2+MoN$	3	0,9...1,1	4,5...5	
4	$TiCN+MoS_2+TiCN$	1	0,5...0,7	2	
5	TiCN		0,9...1,0	–	Однослойное
6	MoN	2			
7	MoS_2	3			

Для упрощения измерений и использования доступного оборудования применяли композиции из имеющихся в наличии материалов с толщинами слоев не менее 500 нм, хотя известно, что для проявления размерных наноэффектов она должна составлять менее 200 нм.

В качестве основы образцов использовали подложки из углеродистой стали 50 (основа № 1) и коррозионно-стойкой Х18Н10Т (основы № 2 и № 3). Исходный параметр шероховатости поверхностей образцов составлял порядка Ra = 0,4 мкм.

Для подготовки образцов к нанесению покрытий применяли механическое полирование пастой ГОИ, обработку в ультразвуковой ванне, обезжиривание и окончательную осушку спиртовым раствором. Размещенные в вакуумной камере установки образцы предварительно обрабатывали *автономным источником ионов* (АИИ). Нанесение слоев покрытия осуществляли путем распыления соответствующих мишеней в магнетроне на постоянном токе.

Принимавшие участие в серии экспериментов покрытия и композиции, а также их основные параметры приведены в таблице.

Первоначально были измерены твердости исходных подложек, однослойных покрытий и многослойных композиций (рис. 3).

По результатам проведенных замеров твердости можно отметить следующее:

1. Однослойное покрытие на основе MoS_2 (см. рис. 3, *б*, таблицу, образец № 7) практически не влияет на твердость исходного образца, поскольку дисульфид молибдена по своим свойствам – легко разрушаемый слоистый материал.

2. При использовании прослоек из MoS_2 в многослойных композициях (между слоями MoN и TiCN) во всех экспериментах наблюдали повышение твердости таких композиций в сравнении с однослойными твердыми покрытиями MoN и TiCN. Причем для более твердого покрытия на основе TiCN (см. рис. 3, *а*) этот эффект был более явным – 15 % увеличения общей твердости, для MoN – 3 % при той же нагрузке 1 Н (сопоставимо с погрешностью измерений).

3. Многослойная композиция на основе MoN и MoS_2 (см. рис. 3, *б*), содержащая пять слоев (см. таблицу, образец № 3), продемонстрировала меньшие значения твердости, чем трехслойная (см. таблицу, образец № 1). Однако толщины слоев для пяти- и трехслойных композиций отличались, поэтому оценить влияние фактора увеличения числа слоев на суммарную твердость композиции, исходя из проведенной серии экспериментов, не представляется возможным.

Интересно отметить тот факт, что при индентировании покрытия $MoN+MoS_2+MoN$ алмазной пирамидкой под нагрузкой 0,2 Н не происходило прокалывания покрытия. При изменении нагрузки до 0,7; 1 и 1,2 Н пирамидка просто проминала покрытие, не оставляя свойственного другим композициям четкого пирамидального углубления. По всей видимости, это свидетельствует о высоких упругопластических свойствах композиции.

Однако при всей важности такого параметра, как микротвердость покрытия, эта характеристика более

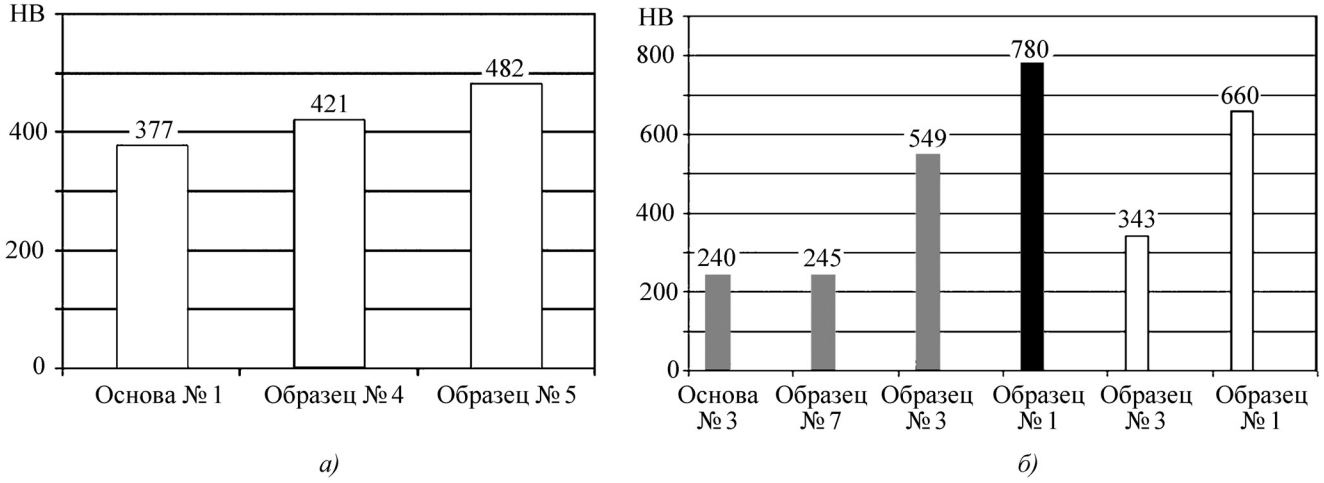


Рис. 3. Гистограммы твердости основы № 1 и образцов № 4, 5 (*а*) и основы № 3 и образцов № 1, 3, 7 (*б*):
□ – 0,2 Н; ■ – 0,7 Н; □ – 1 Н

интересна с точки зрения материаловедческой науки, а с позиций практического применения важны такие трибологические параметры, как износостойкость и коэффициент трения скольжения в паре с другими материалами. Поэтому далее образцы подвергали испытаниям на износ и проводили измерения динамического коэффициента трения.

При измерении коэффициента трения образцов устанавливали линейные скорости скольжения контртела по диску порядка 0,13 м/с. Давление в контакте составляло 4 МПа. Съем и запись показаний прибора в файл осуществляли непрерывно в течение 7 мин. За это время практически завершались процессы приработки, и коэффициент трения стабилизировался.

Измерения коэффициента трения покрытий позволили выявить следующие закономерности:

1. Введение слоев MoS_2 в состав трехслойных композиций с твердыми покрытиями MoN и TiCN приводит к существенному изменению коэффициента трения (в 2–3 раза в сравнении с коэффициентом трения твердых покрытий) (рис. 4).

2. С увеличением числа пар разнородных слоев в композиции наблюдается снижение коэффициента трения. Это дает основание полагать, что изменяя число слоев в композиции, можно влиять на соотношение между коэффициентом трения и износостойкостью покрытия.

При сопоставлении результатов измерения коэффициентов трения и износа, выраженного потоком частиц из зоны трения (рис. 5), можно отметить следующие особенности:

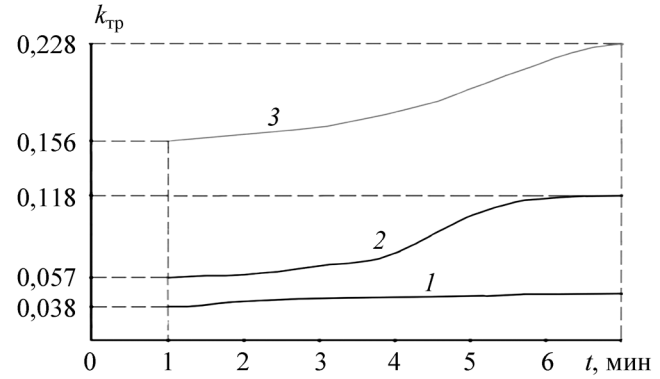


Рис. 4. Изменения коэффициента трения покрытий на основе TiCN и MoS_2 во времени:
1 – MoO_2; *2* – TiCN+MoS_2+TiCN; *3* – TiCN

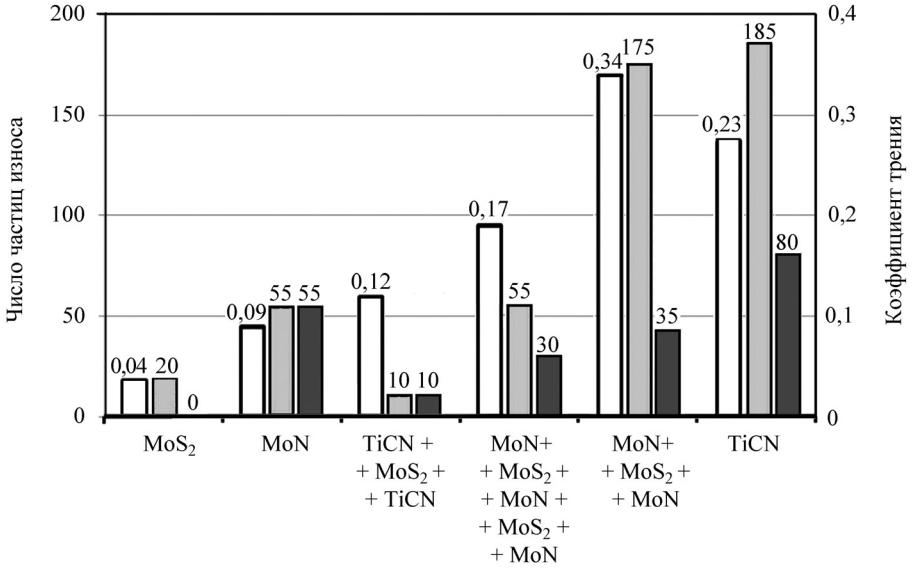


Рис. 5. Гистограммы износа (по потоку частиц 0,3 мкм/л (□) и 0,4 мкм/л (■)) и коэффициента трения (□) для покрытий и многослойных композиций

1. Минимальные значения износа и коэффициента трения скольжения среди многослойных составов были получены для трехслойной композиции TiCN–MoS_2–TiCN.

2. Для всех многослойных композиций наблюдалась корреляция между интенсивностью изнашивания и коэффициентом трения: чем выше коэффициент трения, наблюдаемый между индентором и композицией, тем выше интенсивность изнашивания композиции.

Покрытия на основе трехмерных планарных топологических структур

Дальнейшее повышение трибологических характеристик тонкопленочных упрочняющих покрытий возможно за счет применения более сложных композитных структур, они могут быть причислены к группе так называемых 3D-композитов. Однако, принимая во внимание основные возможности тонкопленочных технологий, характеризуемых как планарные технологии, точнее будет причислить такие композитные покрытия к разряду трехмерных планарных топологических структур [5].

Основные особенности, которые могут реализовать такие технологии и покрытия, заключаются в эффектах, получаемых при дроблении сплошной пленки покрытия (дискретные покрытия), использовании регулярных микрорельефов, применении разнородных материалов и/или структур на локальных участках композита.

Для повышения стойкости твердых упрочняющих покрытий достаточно давно используется подход "дискретные покрытия", заключающийся в том, что сплошное покрытие технологически формируется в виде локальных островков, дискретов, которые призваны сдерживать процессы трещинообразования в покрытии. Кроме того, дискретность способствует ограничению и релаксации напряжений, что особенно важно для тонкопленочных покрытий применительно к процессам их отслаивания от подложки.

Применение регулярных микрорельефов или подбор оптимальной шероховатости поверхности по параметру минимальной интенсивности изнашивания способствуют повышению износостойкости легко разрушаемого твердосмазочного покрытия, имеющего слоистую структуру. Эффект объясняется тем, что углубления полученного искусственного микрорельефа на поверхности трения служат долговременными резервуарами и подпитывают зону трения смазкой даже после износа основного покрытия [6].

Локальность участков композита в виде разнородных материалов или того же материала, но с другой микро-/наноструктурой и отличающимися свойствами, влияет на механизмы перемещения дислокаций и также способствует повышению прочности покрытия.

Рассмотренные эффекты в совокупности могут быть реализованы в комбинированных композитных структурах на основе твердых материалов и мягких твердосмазочных материалов за счет применения технологических процессов локализации и размерной обработки вакуумными методами. Структурно варианты композиций могут быть решены следующим образом:

1. Нанесенное износостойкое покрытие с высокой адгезией к подложке подвергают обработке методом ионного травления через маску, затем на такой регулярный микрорельеф осаждают мягкое твердосмазочное покрытие, например MoS_2 (рис. 6, *а*).

2. Поверхность подложки локально стравливают через маску, затем осаждают твердое покрытие, формируя дискретные участки покрытия, далее – наносят твердосмазочное покрытие MoS_2 (рис. 6, *б*).

Такие структуры получают методами ионного травления через различные маски. В качестве масок применяют как полимерные фоторезисты с использованием технологии фотолитографии (рис. 7, *а*, см. с. 3 обложки), так и теневые металлические маски с различными регулярными отверстиями, повторяющими контур дискретной структуры. Использование для создания поверхностных рисунков масок на базе фоторезистов позволяет создавать изображения практически любого вида. С другой стороны, применение теневых металлических масок способствует упрощению технологии, хотя и обладает ограниченными возможностями в отношении нанесения различных изображений дискретной структуры (рис. 7, *б*, см. с. 3 обложки).

Определенным преимуществом использования операций ионного травления и применения накладных теневых масок является то, что поверхность травления и основание дискрета (переход подложка–дискрет) получаются скругленными, не имеют резких границ (рис. 8, см. с. 3 обложки), что, в свою очередь, способствует деконцентрации напряжений и увеличению прочности покрытия.

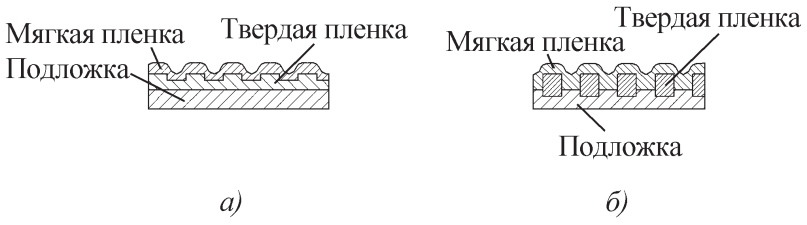


Рис. 6. Планарное покрытие (*а*) на твердой пленке с регулярным рельефом и мягким твердосмазочным покрытием MoS_2 и дискретное покрытие (*б*) на основе "внедренного" в подложку твердого слоя

По совокупности положительных эффектов от применения таких комбинированных композиций можно отметить следующее:

1. Твердая дискретная структура воспринимает основную нагрузку в контакте сопряжения поверхностей и является износостойкой составляющей композиции.

2. Заложенная в композицию дискретность способствует ограничению и релаксации напряжений на элементах структуры, повышая, таким образом, износостойкость.

3. Пространство, заполненное между твердыми дискретами мягким твердосмазочным материалом, является своего рода "хранилищем" смазки, подаваемой в зону трения по мере износа.

4. Дискретность твердосмазочного покрытия способствует ограничению процесса "блистеринга" – основного механизма изнашивания твердых смазок, заключающегося во "вспучивании" под действием внутренних напряжений фрагментов тонкого покрытия, его отслаивания за счет нарушения адгезионных связей и разрушения в зоне трения.

Таким образом, дополнительные преимущества трехмерных планарных топологических композитов на основе комбинированных твердых и твердосмазочных структур предоставляют возможности и резервы для дальнейшего повышения трибологических характеристик антифрикционных упрочняющих покрытий. Однако более высокая сложность технологии получения таких покрытий и применимость для относительно простых геометрических поверхностей ограничивают спектр применения "эксклюзивными" задачами, требующими от покрытий выдающихся характеристик.

Выводы

Приведенные данные свидетельствуют о возможности использования твердосмазочных слоев в составе многослойных и дискретных композитных покрытий для улучшения антифрикционных свойств твердых упрочняющих покрытий без существенного уменьшения износостойкости последних. Для управления соотношением антифрикционных и износостойких свойств многослойных композиций могут использоваться такие параметры композиции, как число и толщина слоев различных составляющих композиции, размеры и форма дискретных планарных структур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Беликов А.И., Шарапков М.А., Хабинская Е.И.** Исследование механических и трибологических свойств тонкопленочных структур на основе слоев MoN, TiCN и MoS_2 // Высокие технологии в промышленности России: матер. XIV Междунар. науч.-техн. конф. М., 2008. С. 474–477.

2. **Дмитриев А.М., Панфилов Ю.В.** и др. Разработка технологии создания самосмазывающихся износостойких покрытий для деталей и инструмента с использованием титановой стружки // Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования: матер. 3-й Междунар. науч.-техн. конф. Самара, 2009. С. 94–103.

3. **Панфилов Ю.В., Беликов А.И.** Антифрикционные тонкопленочные покрытия на основе дисульфида молибдена // Справочник. Инженерный журнал. 2003. № 3. С. 9–14.

4. **Панфилов Ю.В., Булыгина Е.В.** Исследование долговечности тонкопленочных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 30–34.

5. **Беликов А.И., Седых Н.С.** Вакуумные технологии формирования дискретных упрочняющих покрытий на основе регулярного микрорельефа // Высокие технологии в промышленности России: матер. XIII Междунар. науч.-техн. конференции. М., 2007. С. 300–303.

6. **Панфилов Ю.В., Беликов А.И.** Тонкопленочные антифрикционные покрытия на основе MoS_2 // Электровакуумная техника и технология. 2003. С. 72–79.

7. **Беликов А.И., Кузьмин А.Ю.** и др. Упрочнение технологического инструмента деформирующего резания вакуумными тонкопленочными покрытиями // Высокие технологии в промышленности России: матер. XIV Междунар. науч.-техн. конф. М., 2008. С. 458–461.

Поправка

В № 3 2011 г. журнала "Упрочняющие технологии и покрытия" в статье С.А. Букатого "К вопросу о влиянии толщины и свойств нанопокрытий на частотные характеристики пластин" неправильно даны ссылки:

– на с. 38 правильно: "Тогда в соответствии с [3] собственные частоты консольно закрепленного стержня (или достаточно длинной пластинки) с постоянным сечением определяются следующим выражением...";

– на с. 38 правильно: "В работе [4] показано, что наибольшие декременты, наблюдаемые у образцов с покрытием из иттрия толщиной до 130 мкм, не превышают 1 %".

В библиографический список добавлена ссылка:

4. **Устинов А.И., Мовчан Б.А., Скородзиевски В.С.** Исследованием демпфирующей способности плоских образцов из титанового сплава Ti–6 % Al–4 % V с покрытиями из олова и иттрия // Проблемы прочности. 2001. № 4. С. 55–61.

УДК 669.1.017:620.18

С.Ф. Гнюсов, А.А. Игнатов *(Томский политехнический университет),*
В.Г. Дураков *(Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск)*
E-mail: gnusov@rambler.ru

Влияние термоциклирования при электронно-лучевой наплавке на структурно-фазовое состояние и износостойкость покрытий из стали Р6М5

Исследованы особенности формирования структуры покрытий на основе стали Р6М5, полученные с помощью многопроходной электронно-лучевой наплавки в вакууме. Установлено, что в карбидной подсистеме упрочненного слоя формируется мультимодальное распределение упрочняющих частиц по размерам. Показано, что объемная доля вторичного карбида M_6C и остаточного аустенита матрицы может регулироваться в широких пределах в зависимости от термического цикла наплавки. Выявлено, что с ростом количества остаточного аустенита в покрытиях их износостойкость повышается за счет $\gamma\rightarrow\alpha'$-мартенситного превращения и наличия дисперсных вторичных карбидов в объеме зерен матрицы.

Ключевые слова: *электронно-лучевая наплавка, структура, фазовый состав, износостойкость.*

Features of structure formation of the coatings on basis of P6M5 steel obtained by multiple-pass E-beam vacuum deposition were investigated. It was established that multimodal size distribution of reinforcement particles was formed in the carbide subsystem of hardened layer. The volume fractions of secondary carbides M_6C and residual austenite of matrix can be changed in the wide range depending on the deposition thermal cycle is shown. Wear resistance of the coatings increased with the growth of quantity of residual austenite through $\gamma\rightarrow\alpha'$-martensitic transformation and presence of disperse secondary carbides in the volume of matrix grains.

Keywords: *electron-beam deposition, structure, phase-structure composition, wear resistance.*

Введение

Закономерны попытки установления взаимосвязи между износостойкостью сталей и сплавов и другими их физико-механическими свойствами [1–3]. Наиболее простыми, на первый взгляд, являются попытки получения данных о зависимости износостойкости от твердости: чем тверже материал, тем труднее должен он истираться. Однако оказывается, что такая зависимость имеет весьма сложный характер, особенно для гетерофазных материалов (твердых сплавов, карбидосталей и покрытий на их основе) [4–6].

На их износостойкость существенное влияние помимо твердости оказывает целый ряд факторов: объемная доля, размер, форма и фазовый состав частиц упрочнителя; размер межкарбидных прослоек, фазовый состав матрицы, количество растворенных компонентов составляющих частицы упрочнителя, наличие остаточного аустенита и его способность к фазовому превращению под внешним воздействием.

Измельчение упрочняющей фазы до нано- и субструктурного состояния, когда резко возрастает доля атомов, находящихся на границах зерен, может увеличивать вязкость материалов и даже реализовывать эффект сверхпластичности [7]. Данные материалы демонстрируют лучшие свойства как при абразивном износе, так и при износе трением скольжения [7, 8]. Однако сохранить исходную дисперсную структуру в процессе нанесения покрытий, например на основе системы WC–Co, не удается [6], что приводит к более высоким скоростям износа наплавленных покрытий в сравнении с их спеченными аналогами.

В ряде работ отмечается, что получение в процессе наплавки в объеме упрочненного слоя однородной дисперсно-упрочненной структуры с мультимодальным (бимодальным) распределением частиц упрочняющей фазы по размерам позволяет увеличить их износостойкость в 1,5–2 раза [9, 10].

В качестве метода формирования упрочненного слоя особый интерес представляет электронно-лучевая технология наплавки в вакууме. Она обеспечивает дозированный концентрированный ввод энергии до 10^5 Вт/см^2, возможность подачи композиционного наплавочного материала в ванну расплава, рафинирование наплавляемого металла, минимальное проплавление основы, небольшие размеры ванны расплава. Значительный перегрев ванны в зоне действия электронного луча способствует растворению твердых частиц в сварочной ванне, а минимальное время ее существования – формированию пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в матрице.

В условиях термоциклирования, обусловленного многопроходной электронно-лучевой наплавкой, возможно выделение дисперсных карбидных фаз из пересыщенного твердого раствора матрицы.

В качестве связующей фазы предпочтительно использовать сталь Р6М5, в которой при определенных скоростях нагрева, охлаждения и малого объема ванны расплава возможно сохранить некоторое количество метастабильного остаточного аустенита, способного релаксировать концентраторы напряжений при температурах ниже Мн за счет $\gamma \rightarrow \alpha'$-мартенситного превращения [5].

В период же протекания $\gamma \rightarrow \alpha$-мартенситного превращения при охлаждении максимум пластичности наблюдается в интервале температур Md...Мн (Md – температура начала мартенситного превращения под деформацией аустенита) [11]. За счет наличия остаточного аустенита и эффекта сверхпластичности, которым обладает данная сталь, можно надеяться на релаксацию термических напряжений и, следовательно, полностью исключить образование сетки трещин в упрочненном слое в процессе быстрого охлаждения и значительно увеличить его износостойкость.

Цель работы – исследование влияния термоциклирования при многопроходном электронно-лучевом воздействии на структурно-фазовое состояние и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5.

Материал и методика проведения исследований

Для *электронно-лучевой наплавки* (ЭЛН) в вакууме (остаточное парциальное давление не менее 0,013 Па) использовали порошок из быстрорежущей стали Р6М5 дисперсностью 50...350 мкм, полученный распылением расплава в воду, производства ОАО "Тулачермет".

Наплавку проводили на плоские образцы размером 30×200 мм (толщина h образцов основного металла (подложки) изменялась в интервале 5...40 мм), изготовленные из стали 30. Число проходов электронного луча было равно 4. Мощность электронного луча, согласно ранее проведенной работе [12], изменяли в зависимости от номера прохода: первый проход – 4050...4300 Вт; второй проход – 2900...3200 Вт; третий проход – 2160...2300 Вт; четвертый проход – 2000...2100 Вт.

Диаметр электронного луча, длина развертки и скорость движения подложки не изменялись и составили соответственно 1 мм, 20 мм и 2,8 мм/с. Наплавке предшествовал предварительный проход электронного луча малой мощности с силой тока 25...40 мА для рафинирования поверхности образцов основного металла (подложки).

Для оценки температуры в процессе ЭЛН в центр по длине заготовки из основного металла вводили вольфрам-реневую термопару, располагающуюся в непосредственной близости от поверхности наплавляемого металла (0,5 мм). Реальная температура в зоне действия луча была значительно выше, однако данная интегральная температура и скорость ее спада (охлаждения) с одновременным анализом термокинетических кривых распада переохлажденного аустенита [13] позволяла оценить фазовый состав покрытия.

Структуру наплавленных покрытий (на продольных и поперечных микрошлифах) исследовали с помощью *оптического микроскопа* (ОМ) Olympus GX 51, снабженного анализатором SIAMS 700, *растрового электронного микроскопа* (РЭМ) Philips SEM 515, снабженного микроанализатором EDAX ECON IV.

В данной работе способ приготовления микрошлифов традиционный – механическое шлифование и полирование на алмазных пастах различной дисперсности. Химическое травление производили в 4%-ном спиртовом растворе HNO_3. Определение количественных характеристик микроструктуры (количества, размеров, формы, распределения различных фаз) проводили с использованием пакета прикладных программ фирмы SIAMS.

Исследование фазового состава образцов непосредственно после наплавки и после испытаний на абразивный износ осуществляли методом *рентгеноструктурного анализа* (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 с фильтрованным CoK_α-излучением в режиме сканирования в интервале углов 2Θ от ~ 15 до 150° с шагом 0,1°. При проведении качественного фазового анализа использовали хорошо известные картотеки, а для количественного фазового анализа – значения интегральной интенсивности дифракционных линий.

Микротвердость $H_\square$ покрытий и подложки, непосредственно прилегающей к наплавке (2 мм), измеряли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450–76) с шагом по глубине 100 мкм при нагрузке 0,981 Н. Измерения производили в виде двух параллельных дорожек со смещением уколов индентора между дорожками 50 мкм. Расстояние между дорожками – 200 мкм. Это позволило построить график изменения микротвердости по толщине с шагом 50 мкм. Анализ микроструктуры и измерения микротвердости образцов после испытаний на износ проводили на косых шлифах (угол при вершине 2°).

Абразивную износостойкость определяли по ГОСТ 23.208–79 "Испытание материалов на абразивное изнашивание при трении о нежесткозакрепленные абразивные частицы". Абразив (кварцевый песок) имел явную огранку в виде острых углов и ребер. Для оценки изменения гранулометрического состава были построены распределения данных частиц абразива по размерам. Средний размер абразивных частиц не изменялся после проведения испытаний на износ ($d_{ср}$ = 200 мкм).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1, *а* представлены изменения температуры основного металла при термоциклировании в ходе ЭЛН (4 прохода). Предварительный проход электронного луча малой мощности для рафинирования поверхности образцов основного металла вызывал увеличение температуры, которая изменялась в интервале 60...120 °С при уменьшении их толщины от 40 до 5 мм. С увеличением числа проходов температура подложки растет, причем интенсивность ее увеличения от прохода к проходу уменьшается (см. рис. 1, *а*). После четырех проходов для минимальной толщины подложки (5 мм) температура достигает 830...840 °С, а для максимальной ее толщины (40 мм) не превышает 430...450 °С (рис. 1, *б*).

Время последующего охлаждения наплавленных образцов в вакуумной камере установки ЭЛН зависит от толщины подложки. Типичные кривые охлаждения представлены на рис. 1, *в*. Из рисунка видно, что только для самой тонкой подложки (5 мм) характерно минимальное время охлаждения (1700 с), все остальные образцы имеют близкое время охлаждения до температуры ~ 220 °С (2200...2700 с).

Анализ термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита [13] позволил определить область температур (830...500 °С), в которой выделяются дисперсные вторичные карбиды (типа M_6C) из аустенитной матрицы, а далее в зависимости от скорости охлаждения происходит распад аустенита по диффузионному или мартенситному механизмам.

Основываясь на этих данных и данных, представленных на рис. 1, *б*, *в*, можно предположить, что в наплавленных покрытиях, подложка которых прогревалась выше 500 °С, вероятнее всего ожидать наличие наибольшего количества выделений дисперсных вторичных карбидов из аустенитной матрицы. Выше 500 °С нагревали основной металл толщиной до ~ 25 мм (см. рис. 1, *б*).

По данным микрорентгеноспектрального анализа (10 анализируемых точек (объемов)) наплавленный слой имеет следующий химический состав, % вес.: Fe; 1,34C; 5,94W; 1,35V; 4,0Cr; 5,37 Mo.

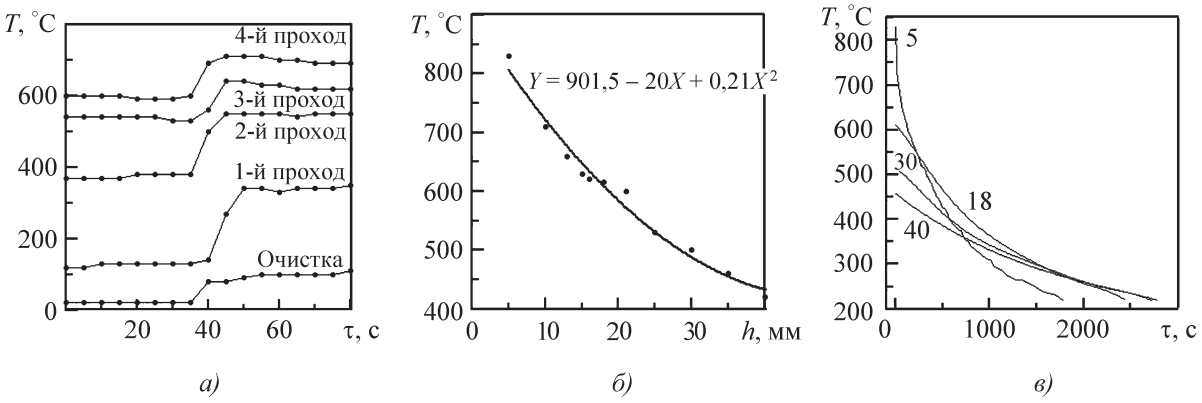
Совместный анализ микроструктуры и рентгеноструктурных данных свидетельствует о том, что упрочняющая фаза в покрытиях представлена карбидами M_6C и VC. Карбид M_6C имеет два морфологических типа (рис. 2, *а*). Первый тип – сетчатые эвтектические карбиды по границам зерен твердого раствора со средним размером 3,8 мкм. Второй морфологический тип карбидов – дисперсные (<0,25 мкм) равноосные карбиды, расположенные внутри зерен аустенитной матрицы.

На рис. 2, *в* представлено изменение объемной доли дисперсных вторичных карбидов в зависимости от толщины подложки. Видно, что наибольшее количество дисперсных карбидов M_6C выделяется в упрочненном слое, нанесенном на образцы основного металла толщиной до ~ 21 мм, которые в ходе наплавки прогревались до температур интенсивного их выделения (~ 600...700 °С) [13].

Карбид ванадия представлен отдельными округлыми выделениями (белые частицы), в основном расположенными вблизи эвтектических карбидов типа M_6C (рис. 2, *б*). Средний размер частиц карбида ванадия равен 0,65 мкм (рис. 2, *г*), а их объемная доля не превышает 0,7...0,9 %.

Матрица в покрытии находится в двухфазном состоянии (мартенсит и аустенит). В зависимости от толщины образцов основного металла объемная доля мартенсита изменяется по кривой с минимумом (рис. 3, *а*). Данная немонотонная зависимость обусловлена термоциклированием в ходе многопроходной наплавки и прогревом образцов до различных температур в зависимости от толщины основного металла (см. рис. 1, *б*).

Таким образом, в зависимости от термического цикла многопроходной наплавки (толщины образцов основного металла) в упрочненном слое удается



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Изменение температуры основного металла (h = 10 мм) в зависимости от числа проходов электронного луча (*а*), его толщины (*б*) и времени охлаждения после наплавки (*в*) (цифрами обозначена толщина образцов основного металла)

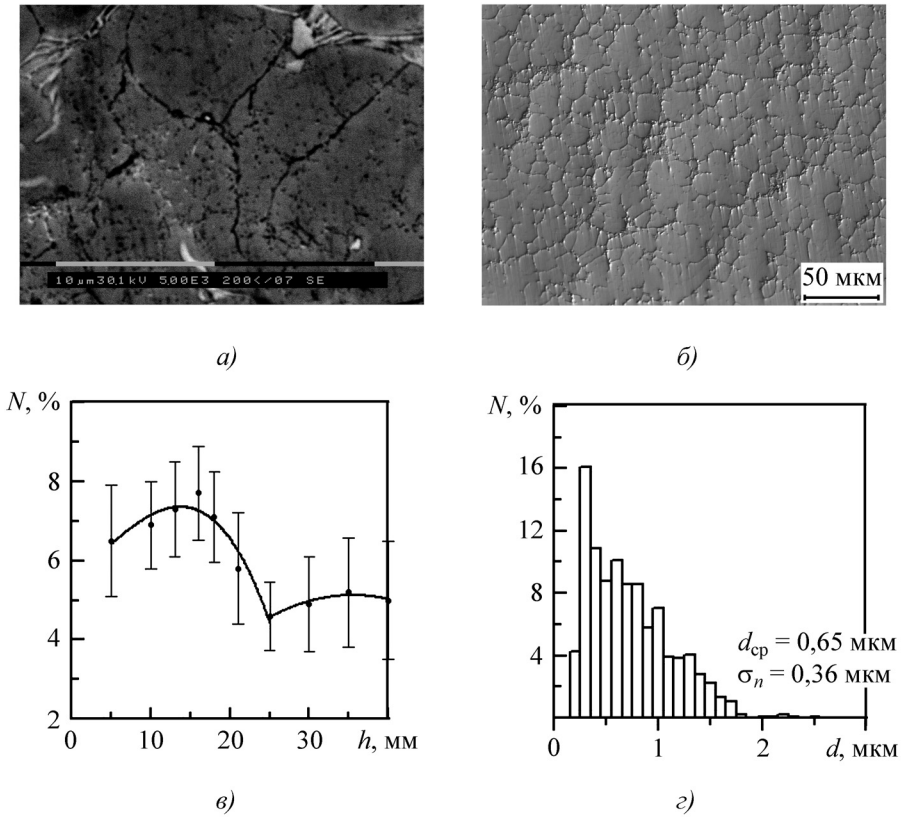


Рис. 2. Микроструктура наплавки, сформированная на образцах основного металла толщиной 21 мм (*а*) (РЭМ) и 30 мм (*б*) (ОМ); объемная доля (*в*) дисперсных (< 0,25 мкм) карбидов M_6C в зависимости от толщины образцов основного металла; распределение (*г*) частиц карбида ванадия по размерам

сформировать структурно-фазовое состояние, отличающееся количественным соотношением в карбидной и связующей подсистемах.

В карбидной подсистеме формируется мультимодальное распределение упрочняющих частиц по размерам: мелкозернистые выделения эвтектического карбида M_6C с размером зерна $d_{1ср}$ = = 3,8 мкм и субмикрокристаллические выделения с размерами зерен $d_{2ср}$ = 0,65 мкм (VC) и $d_{3ср}$ < 0,25 мкм (вторичный карбид M_6C). Термический цикл наплавки особенно сильно влияет на объемную долю вторичного карбида M_6C, которая может изменяться в зависимости от толщины образцов основного металла в ~ 1,5 раза (см. рис. 2, *в*).

В связующей подсистеме в зависимости от термического цикла наплавки изменяется количественное соотношение между мартенситом и остаточным аустенитом (см. рис. 3, *а*). При этом максимальному количеству остаточного аустенита (~ 25...30 %) соответствует максимальное количество вторичного карбида M_6C (см. рис. 2, *в*, рис. 3, *а*). Данные структурные изменения упрочненного слоя в зависимости от температуры будут определять его свойства. В частности, на графике изменения микротвердости от толщины основного металла наряду с ее плавным увеличением по линейному закону можно выделить локальный максимум в интервале толщин 13...21 мм (см. рис. 3, *б*). Это увеличение связано как с наличием мартенсита, так и с наибольшим выделением мелкодисперсных вторичных карбидов из аустенитной матрицы.

На рис. 4, *а* представлено изменение коэффициента относительной износостойкости от твердости покрытий. Видно, что зависимость износостойкости от твердости имеет сложный характер и не подчиняется традиционным представлениям: чем тверже покрытие, тем труднее должно оно изнашиваться. При оценке износостойкости от толщины образцов основного металла (рис. 4, *б*) или достигаемой ими температуры в процессе наплавки (рис. 4, *в*) хорошо видно, что максимум $K_и$ (сплошная линия) можно разделить на два локальных максимума (штриховые линии), природу которых из данных зависимостей трудно выявить.

Следовательно, важными факторами, помимо твердости, оказывающими существенное влияние на износостойкость быстрорежущих сталей, являются природа, количество, характер распределения, размер кар-

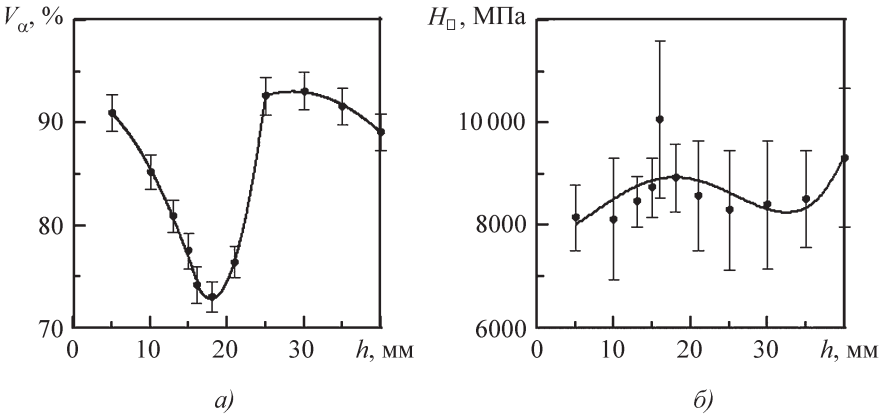


Рис. 3. Изменение объемной доли мартенсита (*а*) и средней микротвердости (*б*) в покрытиях в зависимости от толщины образцов основного металла

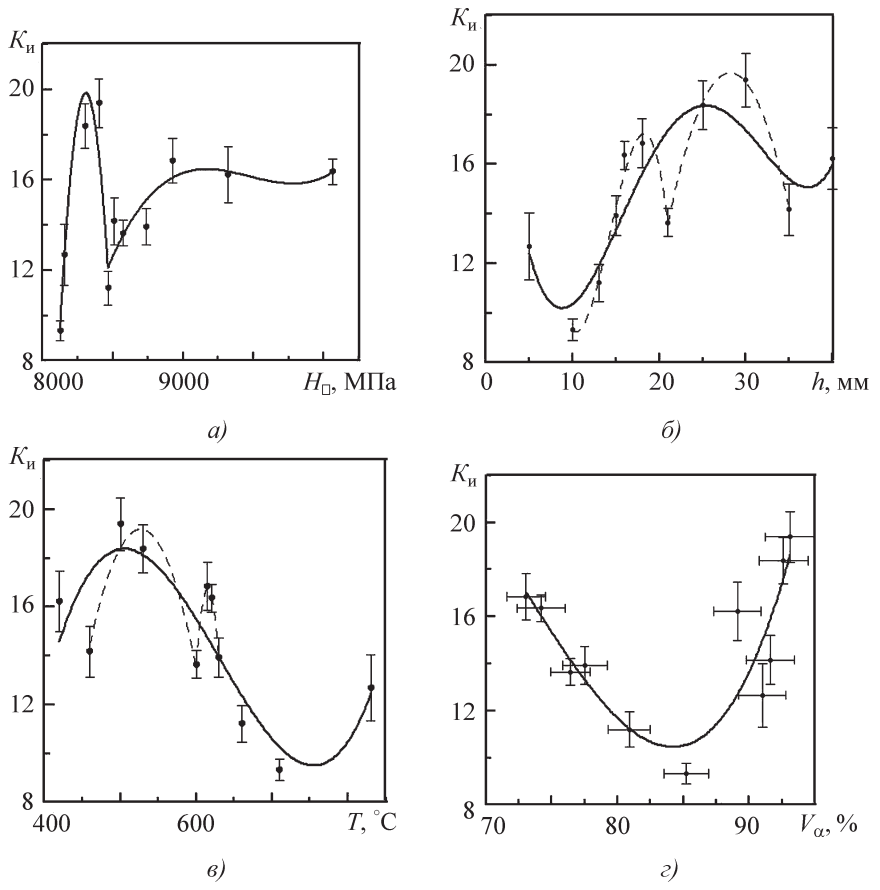


Рис. 4. Изменение коэффициента относительной износостойкости покрытий от твердости покрытия (*а*), толщины подложки (*б*), температуры (*в*) и объемной доли мартенсита матрицы (*г*)

бидов [14–16], структурное состояние матрицы и способность метастабильного аустенита претерпевать мартенситное превращение в процессе внешнего воздействия [5].

Известно [17, 18], что более высокая износостойкость литых быстрорежущих сталей в сравнении с деформированными объясняется наличием в их структуре каркаса твердых эвтектических карбидов по границам зерен твердого раствора. Сетка эвтектических карбидов в условиях окислительного и абразивного изнашивания эффективнее, чем одиночные, структурно обособленные карбидные частицы.

Для предохранения объема зерен относительно мягкой матрицы от истирания необходимы дисперсные карбидные выделения. Анализ литературы, посвященной объемным композитам WC–Co [7, 8, 19], показывает, что при переходе от микро- к нанокристаллической структуре карбидной фазы (при данном содержании кобальта) межкарбидная прослойка матрицы сокращается, увеличивается твердость.

Износостойкость при этом резко возрастает как при трении скольжения, так и при абразивном износе. Эффект обусловлен уменьшением размера карбидных зерен и толщины межкарбидных прослоек, что ограничивает их избирательный износ и, как следствие, последующее выкрашивание карбидных частиц [7, 8]. Можно надеяться, что два морфологических типа карбида (сетчатые выделения по границам зерен и ультрамелкодисперсные по границам и в объеме твердого раствора) в упрочненном слое, значительно отличающиеся по размерам (мультимодальное распределение: $d_{1ср}$ = 3,8 мкм, $d_{2ср}$ = = 0,65 мкм и $d_{3ср}$ < 0,25 мкм), позволят увеличить его износостойкость.

Дополнительным фактором повышения износостойкости может служить мартенситное превращение метастабильной аустенитной матрицы под воздействием внешних прикладываемых нагрузок [5]. Исследования характера деформации и разрушения композиционных материалов указывают на ведущую роль связующей фазы в обеспечении пластичности материала.

Повышение пластичности композита связывают со способностью связки релаксировать концентраторы напряжений, передавать нагрузку на карбидные частицы и обеспечивать торможение в развитии трещин при разрушении карбидов. Это можно осуществить только при условии наличия структурно-фазового превращения в матрице.

Данный механизм деформации в отличие от скольжения позволяет одновременно смещать атомы кристаллической решетки на межатомные расстояния, формируя новую кристаллическую структуру под действием напряжения в любом малом объеме материала, например в тонких прослойках между карбидными частицами.

На рис. 4, *г* представлено изменение коэффициента относительной износостойкости от объемного содержания мартенсита в матрице. Видно, что данная зависимость имеет явный минимум при содержании мартенсита ~ 85 %.

Повышение износостойкости левее минимума можно связать с рядом причин. Во-первых, с увеличением количества остаточного аустенита матрицы и его способности в процессе внешнего воздействия испытывать $\gamma \rightarrow \alpha'$-мартенситное превращение. Во-вторых, с наличием двух морфологических типов карбидов (сетчатые выделения по границам зерен и ультрамелкодисперсные в объеме твердого раствора) в упрочненном слое, значительно отличающихся по размерам (мультимодальное распределение), что уменьшает возможность вытеснения матрицы с межкарбидных прослоек.

Рост износостойкости правее минимума, вероятнее всего, связан с увеличением общего количества твер-

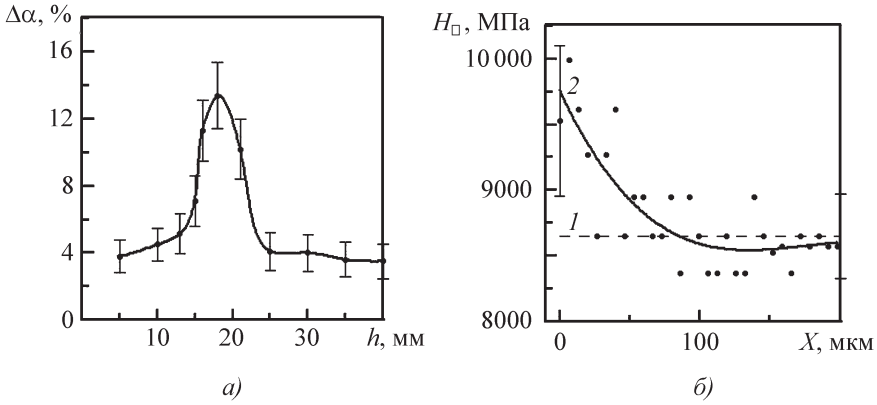


Рис. 5. Влияние толщины образцов основного металла на прирост количества α′-фазы (*а*) и изменение микротвердости (*б*, кривая *2*) в приповерхностном слое покрытия после испытаний на износ:

1 – исходная микротвердость покрытия

дых составляющих в наплавленном покрытии. Это карбидные частицы и исходный мартенсит матрицы. При чисто абразивном износе износостойкость таких покрытий растет, хотя наблюдается сильный разброс в значениях $K_и$ при переходе от одного образца к другому (от точке к точке). В условиях ударно-абразивного износа, когда в процессе воздействия будут интенсивно развиваться трещины, износостойкость таких покрытий упадет из-за значительного выкрашивания больших объемов хрупкого материала покрытия.

На рис. 5, *а* представлено влияние толщины образцов основного металла на прирост количества α′-фазы в приповерхностном объеме покрытия после испытаний на изнашивание. Видно, что в интервале толщин образцов основного металла 13...21 мм наблюдается увеличение количества мартенсита деформации в приповерхностном объеме покрытий (10 мкм) после испытаний на абразивный износ с ~ 4 до ~ 14 % об.

Судя по изменению микротвердости и послойного рентгеноструктурного анализа, глубина слоя с γ→α′-превращением и субструктурными изменениями в исходных фазах не превышает 40...50 мкм (рис. 5, *б*). Анализ зависимостей, представленных на рис. 2, *в*, 4, *г* и 5, *а* позволяет утверждать, что с ростом количества остаточного аустенита в покрытиях их износостойкость повышается за счет γ→α′-мартенситного превращения и наличия дисперсных вторичных карбидов в объеме зерен матрицы. Можно с уверенностью предположить, что увеличение количества остаточного метастабильного аустенита матрицы будет способствовать росту износостойкости покрытий.

Заключение

В зависимости от термического цикла многопроходной наплавки в упрочненном слое из стали Р6М5 в карбидной подсистеме формируется мультимодальное распределение упрочняющих частиц по размерам: мелкозернистые выделения эвтектического карбида M_6C с размером зерна $d_{1ср}$ = = 3,8 мкм и субмикрокристаллические выделения с размерами зерен $d_{2ср}$ = 0,65 мкм (VC) и $d_{3ср}$ < 0,25 мкм (вторичный карбид M_6C).

Объемная доля вторичного карбида M_6C и остаточного аустенита матрицы может регулироваться в широких пределах в зависимости от термического цикла наплавки. Максимальному количеству остаточного аустенита (~ 25...30 % от общего объема матрицы) соответствует максимальное количество вторичного карбида (~ 7,5 % об.).

С ростом количества остаточного аустенита в покрытиях их износостойкость повышается за счет γ→α′-мартенситного превращения и наличия дисперсных вторичных карбидов в объеме зерен матрицы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Li D.Y.** A new type of wear-resistant material: pseudo-elastie NiTi alloy // Wear. 1998. V. 221. P. 116–123.

2. **ГОСТ 23.218–84.** Метод определения энергоемкости при пластической деформации металлов. М., 1984.

3. **Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Колокольников М.Г.** Абразивное изнашивание. М.: Машиностроение. 1990. 224 с.

4. **Pirso J., Viljus M.** et al. Two-body dry abrasive wear of cermets // Wear. 2009. V. 266. P. 21–29.

5. **Кульков С.Н., Гнюсов С.Ф.** Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: Изд-во НТЛ, 2006. 240 с.

6. **Shipway P.H., McCartney D.G., Sudaprasert T.** Sliding wear behaviour of conventional and nanostructured HVOF sprayed WC–Co coatings // Wear. 2005. V. 259. P. 820–827.

7. **Jia K., Fischer T.E.** Abrasion resistance of nanostructured and conventional cemented carbides // Wear. 1996. V. 200. P. 206–214.

8. **Jia K., Fischer T.E.** Sliding wear of conventional and nanostructured cemented carbides // Wear. 1997. V. (203–204). P. 310–318.

9. **Гнюсов С.Ф., Дураков В.Г., Маков Д.А.** Формирование износостойких аустенитных покрытий с регулируемым карбидным упрочнением // ФиХОМ. 2004. № 6. С. 54–60.

10. **Guilemany J.M., Dosta S., Miguel J.R.** The enhancement of the properties of WC–Co HVOF coatings through the use of nanostructured and microstructured feedstock powders // Surface & Coatings Technology. 2006. V. 201. P. 1180–1190.

11. **Гуляев А.П.** Сверхпластичность стали. М.: Металлургия, 1982. 56 с.

12. **Панин В.Е., Белюк С.И.** и др. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий // Сварочное производство. 2000. № 2. С. 34–38.

13. **Попова Л.Е., Попов А.А.** Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. М.: Металлургия, 1991. 503 с.

14. **Badisch E., Mitterer C.** Abrasive wear of high-speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance // Tribology International. 2003. V. 36. № 10. P. 765–770.

15. **Pippel E., Woltersdorf J.** et al. Microstructure and nanochemistry of carbide precipitates in high-speed steel S 6-5-2-5 // Materials Characterization. 1999. V. 43. № 1. P. 41–55.

16. **Гнюсов С.Ф., Хазанов И.О.** и др. Применение эффекта сверхпластичности сталей в инструментальном производстве. Томск: Изд-во НТЛ, 2008. 240 с.

17. **Чаус А.С.** К вопросу износостойкости быстрорежущих сталей // Трение и износ. 2008. Т. 29. № 1. С. 33–43.

18. **Chaus A.S., Hudakova M.** Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors // Wear. 2009. V. 267. P. 1051–1055.

19. **Kear B.H., Candlish L.E.** Chemical processing and properties of nanostructured WC–Co materials // Nanostruct. Mater. 1993. № 3. P. 19–30.

УДК 621.9.048.4

С.В. Николенко, А.А. Бурков *(Учреждение Российской академии наук Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск)*
E-mail: nikola1960@mail.ru

Некоторые аспекты механизированного электроискрового легирования стали вращающимся торцевым электродом из твердого сплава с различной частотой и длительностью электрических импульсов

Исследовано влияние физико-химических свойств материала легирующего электрода из твердого сплава ВК8 с добавкой нанопорошка Al_2O_3 на состав, структуру, свойства измененного поверхностного слоя при электроискровом механизированном упрочнении стали 35 с различной частотой и длительностью следования электрических импульсов. Полученные данные могут послужить основой для создания нового поколения установок электроискрового легирования и высоких технологий, а также создания специальных материалов электродов.

Ключевые слова: *механизированное электроискровое легирование, материал электрода, нанопорошок Al_2O_3, упрочняющее покрытие, кинетика массопереноса, атомно-силовая микроскопия, наноструктуры, фазовый состав, микротвердость, износ.*

Influence of physical and chemical properties of alloying electrode material made from hard alloy BK8 with the additive nanopowder Al_2O_3 on compound, structure, properties of the changed blanket under the electrospark mechanised hardening of a steel 35 with various frequency and duration of following electric impulses is researched. The obtained data can form a basis for creation of new generation of installations for electrospark alloying and high technologies, and also creation of special electrode materials.

Keywords: *mechanised electrospark alloying, material of electrode, nanopowder Al_2O_3, strengthening covering, kinetics mass transfer, atomno-power microscopy, nanostructure, phase structure, microhardness, wear.*

Введение

В настоящее время для *электроискрового легирования* (ЭИЛ) деталей машин и механизмов существует ряд механизированных установок. Наибольшую известность получили механизированные установки с вращающимися электродом-инструментом [1] и торцевым электродом – метод ЛЕН [2] (способ локального электроискрового наслаивания металлов и сплавов с помощью вращающегося электрода) – установки типа ELFA [3], позволяющие значительно повысить износо-, жаро- и коррозионную стойкость обрабатываемых поверхностей.

Однако эти установки имеют ряд существенных недостатков. Так, установки с вращающимся многоэлектродным инструментом [1] не получили должного распространения, поскольку ударное воздействие электродов не позволяет использовать в качестве последних тугоплавкие соединения. К установкам типа ELFA [2, 3] предъявляют высокие требования (диаметр электродов 0,5...1,5 мм), что значительно удорожает сам процесс упрочнения, не позволяет применять форсированные энергетические режимы, а также не дает в полной мере использовать эффект Аскинази [4] – эффект электромеханического выглаживания.

Систематизированных данных о влиянии физико-химических свойств материала электрода на формирование *легированного слоя* (ЛС) и его свойства при разных режимах обработки ЭИЛ тугоплавкими металлами и их соединениями не имеется.

В связи с этим представляет научный и практический интерес исследование процесса формирования поверхностного слоя на разработанной установке при легировании сталей твердыми сплавами. Этот выбор обусловлен тем, что они дают наибольшую возможность проследить влияние физико-химической природы материала легирующего электрода на процесс ЭИЛ в широком диапазоне теплофизических и механических констант.

Это позволит полнее изучить закономерности формирования ЛС, которые также будут характерны и для других типов механизированных установок с вращающимся торцевым электродом.

Методика проведения исследований

В работе исследовали процесс формирования ЛС и его свойств при ЭИЛ вращающимся торцевым электродом на механизированной установке "Элитрон-101" (рис. 1) с использованием новой установки модели "IMES" (частота следования электрических импульсов 500 Гц; длительность 20...80 мкс; напряжение 50 В; ток 160...225 А; удельное время легирования 1 мин/см^2; мощность установки 1 кВт) [5].

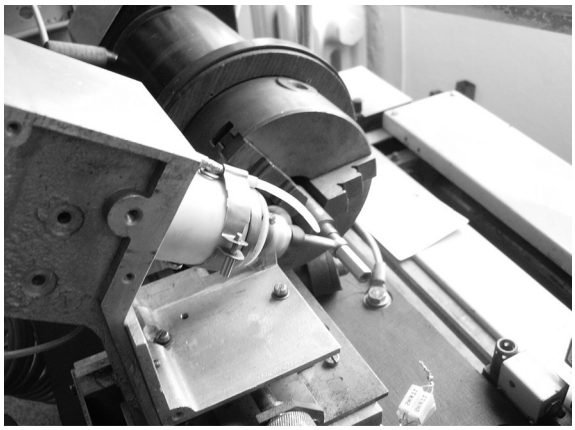


Рис. 1. Установка механизированного ЭИЛ "Элитрон-101"

В Институте материаловедения ХНЦ ДВО РАН методом порошковой металлургии был разработан новый материал электрода на основе сплава ВК8 с 1%-ной добавкой нанопорошка Al_2O_3 [6]. Оксид алюминия использовали как ингибитор роста зерна, что позволило уменьшить средний размер зерна твердого сплава с 2,4 до 0,84 мкм и снизить эрозионную стойкость материала электрода с целью увеличения производительности ЭИЛ.

Ранее было установлено [6], что нанодисперсный оксид алюминия препятствует росту зерен WC срастанием и перекристаллизацией через жидкую фазу. Добавка 1 % Al_2O_3 снижает средний диаметр зерна в полученном сплаве в 1,5 раза, однако дальнейшее его увеличение до 5 % хоть и приводит к уменьшению зерна в 3 раза, но отрицательно сказывается на структуре сплава, нарушает сплошность кобальтового скелета и увеличивает объем твердой фазы и пор.

В процессе ЭИЛ определяли зависимость массы катода (углеродистой машиностроительной стали 35) и эрозию анодов (стандартного твердого сплава ВК8 и нового электрода с добавкой в твердый сплав нанопорошка Al_2O_3) от удельного времени легирования и различных электрических параметров. Кроме того, проводили металлографические исследования поперечных срезов упрочняемых образцов, а также рентгенофазовый анализ.

Исследовали кинетику процесса ЭИЛ, включающую временные зависимости суммарных $\sum^{t_x}\Delta_a$ и удельных эрозий Δ_a анода, а также суммарных $\sum^{t_x}\Delta_k$ и удельных привесов Δ_k катода. Эффективность процесса формирования ЛС рассчитывали по формуле (см^2/мин)

$$\gamma = \sum^{t_x} \Delta_k K_{\text{ср}} t_x,$$

где t_x – порог хрупкого разрушения ЛС, определяемый временем обработки, при котором впервые фиксируется отрицательный удельный привес катода Δ_k;

$K_{\text{ср}}$ – коэффициент переноса материала за время t_x, равный отношению Δ_k/Δ_a (Δ_k и Δ_a – привес катода и эрозия анода за каждую минуту легирования).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлена характерная зависимость удельного и суммарного привесов катода от времени обработки при механизированном ЭИЛ стали 35 электродом ВК8 + 1 % Al_2O_3. Видно, что в данном случае порог хрупкого разрушения ЛС наступает при удельном времени ЭИЛ 7 мин/см^2.

При ЭИЛ эффективность процесса зависит от объема, гранулометрического и фазового составов материала, выброшенного из эрозионной лунки анода под воздействием электрического разряда и перенесенного далее на поверхность обрабатываемой детали – катода. Очевидно, что величина этого объема будет зависеть при прочих равных условиях от эрозионных свойств материалов электродов. Поэтому эрозия является одной из важнейших характеристик материала легирующего электрода, ответственных за формирование ЛС.

На рис. 3 приведены зависимости удельной и суммарной эрозии анода от времени легирования стали 35 (частота 500 Гц; напряжение 40 В; ток 250 А; частота вращения электрода 4000 мин$^{-1}$; частота вращения шпинделя 4 мин$^{-1}$; среднее значение продольного перемещения электрода S = 1,33 мм/об соответствует удельному времени легирования 1 мин/см^2; мощность установки 1 кВт; плотность электрода 14,1 г/см^3). Характер изменения удельной $\Delta_a = f(t)$ и суммарной $\Sigma\Delta_a = f(t)$ эрозии от времени легирования и длительности им-

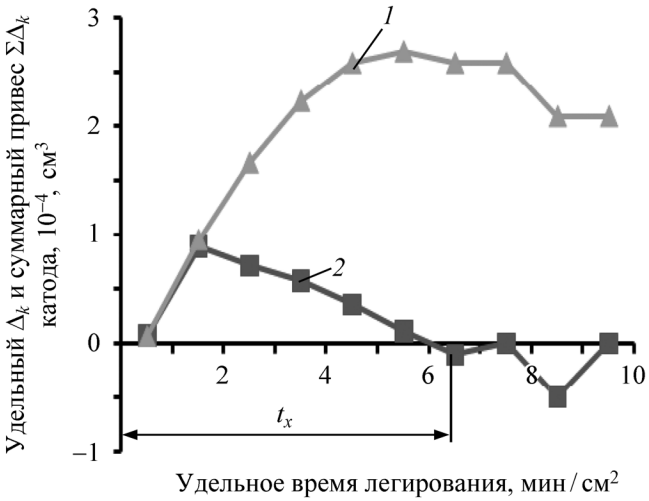


Рис. 2. Зависимости удельного (*1*) и суммарного (*2*) привесов катода от времени легирования

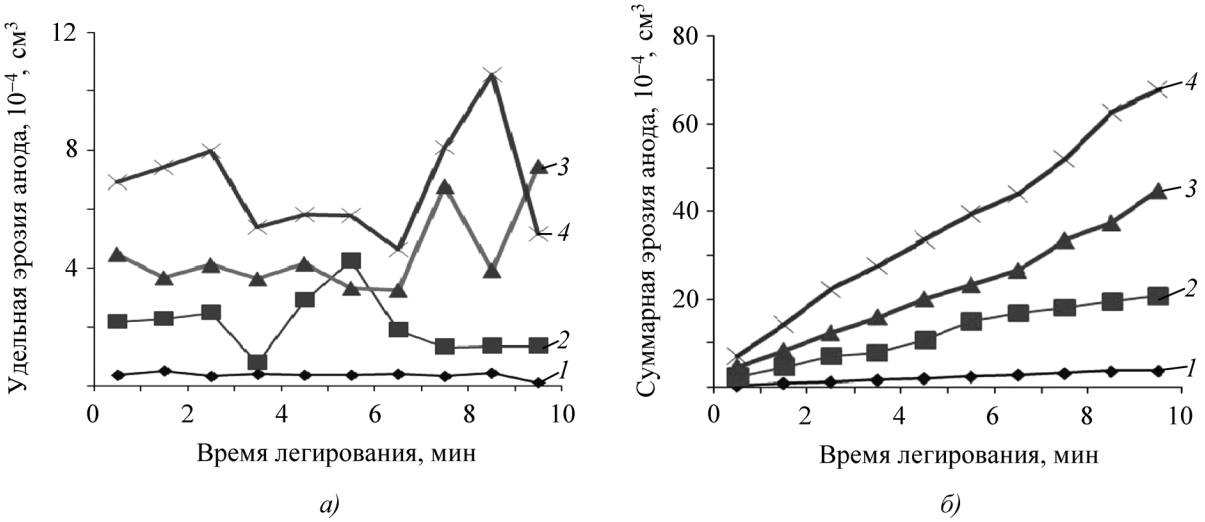


Рис. 3. Зависимости удельной (*а*) и суммарной (*б*) эрозии анода от времени легирования стали 35 и длительности импульсов: *1* – 20 мкс; *2* – 40 мкс; *3* – 60 мкс; *4* – 80 мкс

пульсов для электрода на основе карбида вольфрама с добавкой нанопорошка оксида алюминия одинаков. В случае "грубого" легирования (ток 160...225 А) наблюдаются приближенно прямые зависимости суммарной эрозии материала анода от длительности электрических импульсов.

С увеличением длительности импульсов эрозия повышается: минимальная суммарная эрозия анода при длительности импульсов 20 мкс, максимальная – при 80 мкс. Циклический характер удельных значений эрозии в общем случае указывает на образование на поверхности электрода устойчивой вторичной структуры, снижающей значения эрозии и, соответственно, привеса катода (рис. 4).

Следовательно, для эрозии исследуемых материалов при данных режимах обработки не соблюдается правило аддитивности, по которому следует, что эрозия материалов электродов представляет простую сумму эрозионного эффекта единичных импульсов. Отклонение от указанного правила связано с тем, что в процессе эрозии на рабочих поверхностях электродов образуются вторичные структуры за счет образования оксидов и нитридов при взаимодействии с окружающей средой, происходят изменение температуры электродов, накопление вторичного тепла, что приводит к изменению величины эрозии.

Анализируя характер изменения удельного $\Delta_k = f(t)$ и суммарного $\Sigma\Delta_k = f(t)$ привесов катода (см.

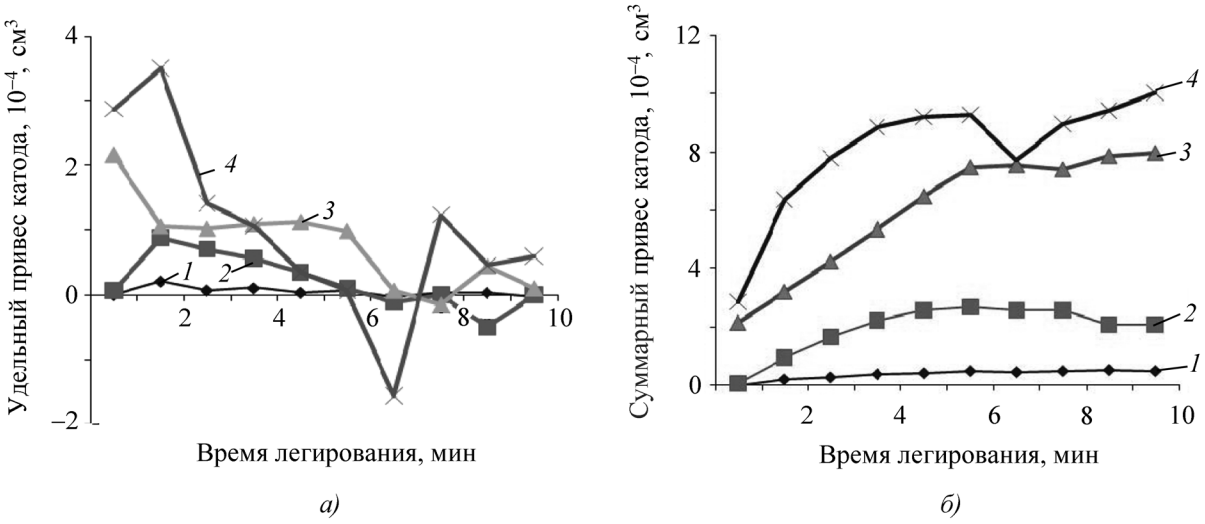


Рис. 4. Зависимости удельного (*а*) и суммарного (*б*) привесов катода от времени легирования стали 35 и длительности импульсов: *1* – 20 мкс; *2* – 40 мкс; *3* – 60 мкс; *4* – 80 мкс

Таблица 1

Параметры процесса механизированного ЭИЛ стали 35

Длительность, мкс	$\Sigma\Delta_k$, 10^{-4}, см^3	$\Sigma\Delta_a$, 10^{-4}, см^3	t_x, мин	$K_{ср}$, мин$^{-1}$	$\gamma\cdot10^{-4}$, см^3/мин
Электрод ВК8					
20	0,41	0,82	10	0,5	2,05
40	0,27	7,74	6	0,09	0,15
60	1,68	22,16	7	0,05	0,59
80	4,49	19,59	4	0,24	4,31
Электрод ВК8 + 1 % Al_2O_3					
20	0,46	2,66	7	0,16	0,52
40	2,59	16,74		0,22	3,99
60	7,41	33,44	8	0,24	14,23
80	7,73	43,9	7	0,18	9,74

Примечание. Частота – 500 Гц; напряжение 50 В; ток 160...225 А; основа – сталь 35; H_μ = 1,99...2,4 ГПа.

рис. 4) от времени легирования t при "грубом" режиме ЭИЛ в целом, при рассмотрении определенного удельного времени легирования, прослеживается тенденция классического представления этих зависимостей, которые описываются полиномами шестой степени. В данном случае с увеличением длительности импульсов суммарный массоперенос увеличивается с $0{,}46\cdot10^{-4}$ до $7{,}73\cdot10^{-4}$ см^3 за время t_x при ЭИЛ электродом с добавкой нанопорошка оксида алюминия (табл. 1). В целом суммарный привес катода описывается полиномиальными кривыми с достоверностью аппроксимации $R^2 > 0{,}994$.

Из табл. 1 видно, что добавка оксида алюминия в твердый сплав увеличивает его суммарный массоперенос при длительности 80 мкс в 1,7 раза и суммарную эрозию в 2,2 раза в сравнении со стандартным сплавом ВК8. Также вырастает эффективность процесса формирования ЛС с $4{,}31\cdot10^{-4}$ до $9{,}74\cdot10^{-4}$ см^3/мин.

Данные металлографического анализа поверхности катода после ЭИЛ показывают, что поверхность исследованных образцов имеет поры, микротрещины (табл. 2, рис. 5, см. с. 4 обложки). Структура поверхностного слоя неравномерна по толщине. Основу покрытия составляют карбиды и оксиды типа Co_xW_xC, W_2C с мелкими включениями карбида WC.

Дефектность и степень окисления поверхностных слоев возрастают с увеличением энергии, выделившейся в результате воздействия разрядов.

Структуру выявляли в два этапа: травление основы из стали в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте и травление в реактиве, используемом для травления твердых сплавов (свежеприготовленная смесь реактивов – 20%-ный раствор едкого натра и 20%-ный раствор красной кровяной соли в равных количествах).

При травлении в первом реактиве выявляется ферритно-перлитная структура стали. На участке стали, прилегающем к белому слою, в результате термического воздействия и быстрого охлаждения образуются тонкие слои, в которых перлитная составляющая подвергается закалке и микротвердость повышается в сравнении с более глубокими участками основы.

После травления во втором реактиве в белом слое выявляется микроструктура, которая так же, как и макроструктура, зависит от режима ЭИЛ. Основная составляющая – белая матрица, которая не травится в использованных для выявления микроструктуры реактивах. При травлении появляются участки дисперсных выделений карбидов цементита и скопления продуктов распада материала анода, число которых увеличивается при режимах со значительным выделением энергии в межэлектродном промежутке.

Микротвердость образцов была измерена в косом сечении на различной глубине: в белом слое на расстоянии R от поверхности, а в основе на расстоянии r от линии сплавления белого слоя с основой (сталь). Было установлено, что микротвердость превышает в 7–8 раз микротвердость стали 35 (см. табл. 2, рис. 5, см. с. 4 обложки). Однако при длительности разрядов выше 60 мкс верхние слои электроискрового покрытия имеют пониженную прочность в сравнении с более глубокими слоями покрытия, что связано с разложением карбида вольфрама.

Таблица 2

Характеристики покрытий, полученных при механизированном ЭИЛ стали 35

Материал электрода	Длительность, мкс	Сплошность ЛС, %	Толщина ЛС, мм	Микротвердость, ГПа		$K_{упр}^{**} = H_{\mu}^{ЛС} / H_{\mu}^{осн}$	Дефекты макроструктуры
				ЛС	основы		
Частота 400 Гц							
ВК8	20	50	0,001...0,017 (0,007±0,001)*	6,86 (R = 0,005 мм)	2,6 (r = 0,012 мм)	2,64	– (Слой плотный)
	80	88	0,001...0,069 (0,020±0,004)	11,65 (R = 0,015 мм)	3,19 (r = 0,015 мм)	3,65	Микротрещины, поры
ВК8+Al_2O_3	40	87	0,001...0,027 (0,013±0,002)	7,3 (R = 0,010 мм)	3,33 (r = 0,014 мм)	2,19	Микротрещины
	60	90	0,002...0,040 (0,018±0,002)	11,03 (R = 0,014 мм)	3,09 (r = 0,014 мм)	3,57	Микротрещины, поры
	80	93	0,001...0,069 (0,018±0,005)	12,63 (R = 0,009 мм)	3,35 (r = 0,009 мм)	3,77	Микротрещины, поры, "горбы"
Частота 500 Гц							
ВК8	60	85	0,001...0,060 (0,022±0,004)	8,56 (R = 0,015 мм)	3,5 (r = 0,015 мм)	2,45	Микротрещины, поры
	80	90	0,002...0,076 (0,021±0,005)	10,93 (R = 0,013 мм)	3,24 (r = 0,013 мм)	3,37	
ВК8+Al_2O_3	60	93	0,001...0,055 (0,017±0,003)	11,03 (R = 0,008 мм)	3,25 (r = 0,008 мм)	3,39	Микротрещины
	80	95	0,001...0,074 (0,027±0,006)	13,04 (R = 0,014 мм)	3,3 (r = 0,010 мм)	3,95	

*Среднее значение.

**$K_{упр}$ – коэффициент упрочнения; $H_{\mu}^{ЛС}, H_{\mu}^{осн}$ – микротвердость соответственно легированного слоя и основы.

Исследования атомно-силовой микроскопии (рис. 6, *а*, *б*, см. с. 4 обложки) показали, что при ЭИЛ электродами с использованием 1%-ной добавки нанодисперсного порошка Al_2O_3 и применением вращающегося электрода-инструмента на поверхности ЛС образуется полосчатая структура с размерами от сотен нанометров до нескольких микрометров. Представленные на этом же рисунке цифровые данные соответствуют величине адгезии для каждой отмеченной частицы (рис. 6, *в*, см. с. 4 обложки).

Также установлено, что при ЭИЛ на твердосплавном аноде в результате окисления и обезуглероживания формируется вторичная структура, состоящая из оксидов, смеси карбидов различной стехиометрии (WC, W_2C), а также металлического вольфрама. Поэтому для сохранения исходного карбида вольфрама при "грубом" ЭИЛ необходимо использовать защитную атмосферу.

Исследование фазового состава покрытий (рис. 7), полученных при разных параметрах разрядов, показало, что тепловое воздействие приводит к разложению карбида вольфрама за счет взаимодействия углерода с кислородом воздуха. На первом этапе электроискровой обработки WC переходит в W_2C, а затем в вольфрам. Такие изменения проявляются как с ростом времени легирования, так и при увеличении длительности разрядов.

Характеристики износостойкости покрытий, полученных при ЭИЛ электродами на основе карбида вольфрама, представлены на рис. 8. Анализ экспери-

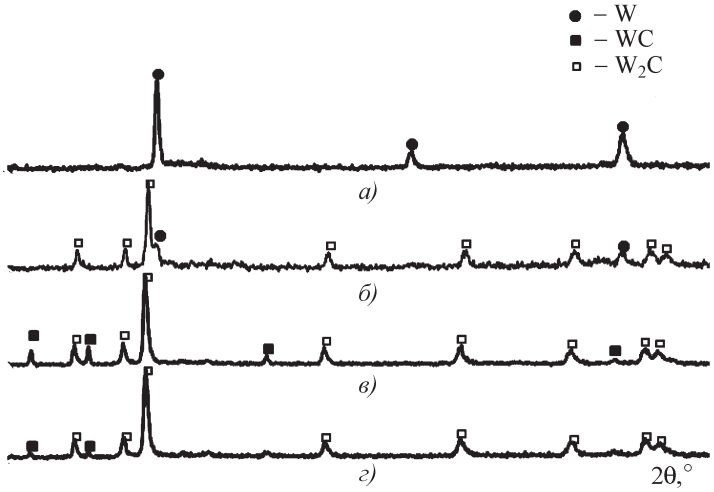


Рис. 7. Фрагменты дифрактограммы ЭИЛ-покрытий на стали 35 на основе карбида вольфрама с частотой импульсов 400 Гц и длительностью:
а – 200 мкс; *б* – 100 мкс; *в* – 80 мкс; *г* – 40 мкс

ментальных результатов показывает, что введение оксида алюминия в твердый сплав во всех случаях испытаний приводит к повышению износостойкости ЛС. Наилучшие результаты получены при ЭИЛ электродом с добавкой нанопорошка оксида алюминия с частотой 500 Гц и длительностью импульсов 40 мкс (см. рис. 8, кривая *3*).

Можно отметить, что на износостойкость ЛС значительное влияние оказывает структура поверхностного слоя. Образованная полосчатая структура размером в несколько сотен нанометров, полученная твердым сплавом с добавками нанопорошка оксида алюминия вращающимся электродом-инструментом, показывает лучшие результаты износостойкости, чем слои, полученные твердым сплавом ВК8 при длительности импульсов 40 мкс. Увеличение длительности импульсов до 80 мкс отрицательно сказывается на износостойкости вследствие чрезмерного разогрева материала электрода и распадения фазы карбида вольфрама до вольфрама.

Выводы

1. Исследована кинетика процесса механизированного ЭИЛ стали 35 стандартным твердым сплавом ВК8, а также твердым сплавом ВК8 с добавкой нанопорошка Al_2O_3, которая позволила определить основные параметры макета разрабатываемой установки. Установлено, что эффективность процесса ЭИЛ увеличивается с повышением длительности импульсов. Добавка оксида алюминия в твердый сплав увеличивает его суммарный массоперенос при длительности 80 мкс в 1,7 раза и суммарную эрозию в 2,2 раза в сравнении со стандартным сплавом ВК8, также вырастает эффективность процесса формирования ЛС с 4,31 до 9,74 см^3/мин.

2. Исследовано влияние физико-химических свойств материала легирующего электрода из твердого сплава ВК8 с добавкой нанопорошка Al_2O_3 на состав, структуру, свойства измененного поверхностного слоя при электроискровом механизированном упрочнении стали 35 с различной частотой и длительностью следования электрических импульсов. Полученные данные могут послужить основой для создания нового поколения установок ЭИЛ и высоких технологий, а также создания специальных материалов электродов.

3. Проведенные металлографические исследования формирования ЛС на образцах из стали 35 показали, что микротвердость ЛС превышает в 7–8 раз микротвердость стали 35. Наибольший коэффициент упрочнения 3,95 достигнут при ЭИЛ стали 35 на 500 Гц и частоте 80 мкс.

4. Исследования атомно-силовой микроскопии показали, что при ЭИЛ новыми материалами электродов с использованием 1%-й добавки нанодисперсного порош-

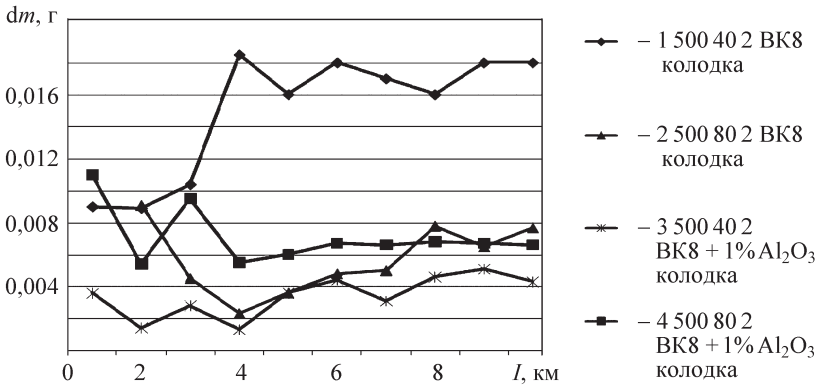


Рис. 8. Относительный износ ЛС на стали 35 с покрытиями из типового сплава ВК8 и ВК8 + 1 % Al_2O_3 (1–4 – номер образца; 500 – частота следования электрических импульсов, Гц; 40, 80 – длительность импульсов, мкс; 2 – удельное время ЭИЛ, мин/см^2; d_m – потеря массы, г; I – путь износа, км)

ка Al_2O_3 и применением вращающегося электрода-инструмента на поверхности ЛС образуется полосчатая структура с размерами от сотен нанометров до нескольких микрометров.

5. Исследования на износостойкость показывают, что введение оксида алюминия в твердый сплав во всех случаях испытаний приводит к повышению износостойкости ЛС.

Авторы благодарят В.А. Баранова, А.П. Кузьменко, Л.П. Метлицкую, С.А. Пячина за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов исследований.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Николенко С.В., Верхотуров А.Д., Коваленко С.В.** Формирование поверхностного слоя при механизированном электроискровом легировании переходными металлами // Перспективные материалы. 2002. № 5. С. 59–67.

2. **Ливурдов В.И., Снежков В.А., Панайотов С.И.** и др. Электрические характеристики установки для ЭИЛ типа ELFA // Электронная обработка материалов. 1986. № 2. С. 31–35.

3. **Способ** локального электроискрового наслаивания металлов и сплавов с помощью вращающего электрода и устройства для его осуществления: пат. 16801 НРБ / Б.Т. Антонов. 27.11. 1971.

4. **Аскинази Б.М.** Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. М.: Машиностроение, 1989. 200 с.

5. **Николенко С.В., Верхотуров А.Д.** Новые электродные материалы. Дальнаука, 2005. С. 219.

6. **Николенко С.В., Верхотуров А.Д., Дворник М.И.** и др. Использование нанопорошка Al_2O_3 в качестве ингибитора роста зерна в сплаве ВК8 / Вопросы материаловедения. № 2(34). 2008. С. 100–105.

АБРАЗИВНАЯ ОБРАБОТКА: справочник
И.Х. Стратиевский, В.Г. Юрьев, Ю.М. Зубарев

2010. – 352 с.: ил. ISBN 978-5-94275-522-5 **Цена 700 р.**

Содержит данные об основных видах современных абразивных инструментов, выборе их характеристик и подготовке к эксплуатации. Для наиболее распространенных способов абразивной обработки приведены рекомендации по режимным параметрам, применяемому оборудованию и технологической оснастке, смазывающим технологическим средствам, оценке эксплуатационных свойств инструментов. Учтены изменения в стандартах, произошедшие в последние годы.

Предназначен для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторов и технологов, студентов и преподавателей высшего и среднего профессионального образования.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.793

И.М. Ковенский, В.В. Поветкин, А.Н. Венедиктов
(Тюменский государственный нефтегазовый университет)
E-mail: imkoven@tsogu.ru

Образование пересыщенных твердых растворов при электроосаждении сплавов и гетерогенизация структуры покрытий в процессе старения*

Рассмотрены механизмы образования и распада пересыщенных твердых растворов в электроосажденных сплавах. Установлено, что образование пересыщенных твердых растворов обусловлено ультрадисперсностью формируемой структуры покрытий, а образование интерметаллидных фаз при старении и гетерогенизационном отжиге проходит через зонную стадию.
Ключевые слова: *покрытия, электроосажденные сплавы, структура, старение.*

Mechanisms of formation and decay of supersaturated solid solutions in the electrodeposited alloys are viewed. It is established that formation of supersaturated solid solutions is caused by an ultradispersity of formed structure of coatings, and formation of intermetallic phases at a ageing and heterogenization annealing occurs through a zonal stage.
Keywords: *coatings, electrodeposited alloys, structure, aging.*

Перспективы получения электролитических покрытий с улучшенными прочностными характеристиками во многом связаны с осаждением сплавов, свойства которых значительно шире и разнообразнее, чем у металлов. Одной из особенностей электрокристаллизации сплавов является образование пересыщенных твердых растворов, возникающих при совместном осаждении компонентов, которые в сплавах, полученных металлургическим путем, практически не растворимы друг в друге или имеют ограниченную растворимость (рис. 1).

В настоящее время не существует единого мнения о механизме образования пересыщенных твердых растворов при электроосаждении сплавов. Взгляды различных исследователей сводятся, как правило, к двум гипотезам.

Согласно одной из них, пересыщенные твердые растворы возникают при потенциалах осаждения положительнее равновесного потенциала более электроотрицательного компонента сплава, причем его предельная растворимость возрастает по мере увеличения поляризации катода. В случае осаждения сплавов при потенциалах более высоких, чем равновесный потенциал электроотрицательного компонента, формируются покрытия, представляющие собой двухфазные смеси. Однако с этой точки зрения нельзя объяснить такие факты, как образование пересыщенных твердых растворов на основе обоих компонентов сплава, в том числе компонента, претерпевающего полиморфные превращения.

Согласно другой гипотезе, растворимость компонентов при электролитическом осаждении сплавов соответствует высокотемпературной растворимости на диаграмме состояния. Предполагается, что при электроосаждении металлов за счет выделения значительного количества теплоты поверхностные слои растущего покрытия находятся в расплавленном состоянии. Быстрое охлаждение этих слоев в послеэлектролизный период приводит к закалке покрытий и фиксации возникших в осадке высокотемпературных фаз. Но с таких позиций невозможно объяснить появление двухфазных систем при электроосаждении сплавов, которые в равновесных условиях образуют непрерывный ряд твердых растворов.

При анализе существующих гипотез [1] выявлено, что в них не учитываются структурные особенности получаемых покрытий, тогда как характерным признаком электролитических сплавов, кристаллизующихся в виде пересыщенных твердых растворов, является высокая дисперсность зерен порядка 10...100 нм. Это позволяет отнести такие осадки к классу ультрадисперсных материалов.

* Работа выполнена при поддержке гранта Губернатора Тюменской области.

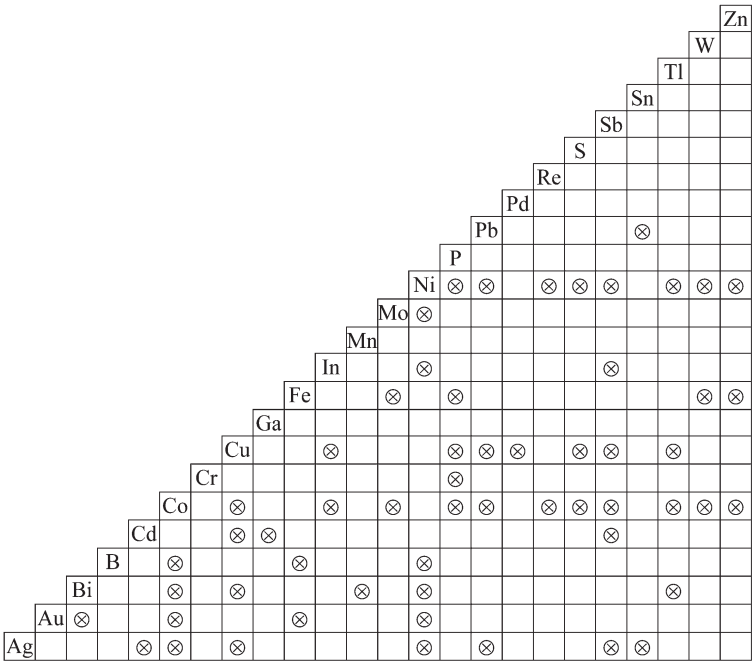


Рис. 1. Сплавы, образующие при электроосаждении пересыщенные твердые растворы (⊗)

Необычные свойства ультрадисперсных систем определяются вакансионным эффектом, проявляющимся в резком увеличении концентрации вакансий с уменьшением размера зерна. Повышенная концентрация вакансий в ультрадисперсных материалах обусловливает более высокую свободную энергию системы, что приводит к усилению химической активности компонентов и к возрастанию коэффициентов диффузии на 1–2 порядка в сравнении с крупнокристаллическими материалами [2].

Рассмотрим механизм образования пересыщенных твердых растворов при электроосаждении сплавов с учетом этих особенностей.

В качестве объекта исследования выбран сплав Ni–Bi, компоненты которого, согласно диаграмме равновесия, практически не растворяются друг в друге, но при электроосаждении образуют пересыщенный твердый раствор висмута в никеле.

Вначале из промышленного электролита блестящего никелирования на пластины из коррозионно-стойкой стали осаждали никель. Полученные покрытия характеризуются мелкодисперсной структурой и высокой концентрацией неравновесных вакансий, которая, как свидетельствуют данные электронно-позитронной аннигиляции, оценивается величиной $10^{-2}...10^{-3}$ [3]. Один из образцов подвергали предварительному отжигу при 100 °С в атмосфере аргона.

Нагрев никеля до температуры 100 °С обеспечивает в соответствии с энергией активации, равной 0,7 эВ, протекание процессов миграции точечных дефектов к стокам и их аннигиляцию, но не приводит к перераспределению дислокаций и формированию мало- или большеугловых границ, так как эти процессы требуют более высокой энергии активации и совершаются при повышенных температурах [4]. Действительно, после такой термообработки концентрация вакансий в никелевых покрытиях понижается до значений, близких к равновесным, а каких-либо других структурных изменений в сравнении с послеэлектролизным состоянием в покрытиях не происходит.

На подготовленные образцы электролитического никеля, отличающиеся один от другого только разной концентрацией точечных дефектов кристаллического строения, осаждали из трилонатного электролита слой висмута толщиной 100 нм, после чего оба образца подвергали изотермическому отжигу при температуре 100 °С в среде аргона и через определенные промежутки времени на дифрактометре ДРОН-2.0 в CoK_α-излучении проводили рентгеноструктурный анализ. Поскольку толщина нанесенного висмутового слоя была незначительной на дифрактограммах кроме рефлексов, принадлежащих висмуту, отчетливо различались рефлексы никелевой основы. Это позволяло одновременно контролировать по ходу эксперимента структурные характеристики висмута и никеля, в частности изменение интенсивности линии (102) висмута и параметра кристаллической решетки никеля, для определения которого использовали линию (311).

Исследование образцов методом Оже-электронной спектроскопии проводили на приборе JAMP-10. Энергия электронного зонда составляла 10 кэВ, ток –1 мкА, диаметр – 100 мкм. Для послойного анализа приповерхностных слоев использовали травление ионами аргона с энергией 3 кэВ и поглощенным током 4 мкА. Электросопротивление осажденных покрытий измеряли с помощью двойного моста Р 329. Твердость покрытий определяли на микротвердомере ПМТ-3 статическим вдавливанием алмазной четырехгранной пирамиды с углом при вершине 136°.

Из рис. 2 видно, что в исходном состоянии для обоих образцов интегральная интенсивность рентгеновских линий висмута имеет одинаковое значение, а параметр кристаллической решетки никеля у образца без предварительной термообработки в сравнении с образцом, прошедшим обработку, несколько понижен. Такое различие может быть объяснено высокой концентрацией избыточных вакансий в электроосажденном никеле, тогда как в отожженном она близка к равновесной.

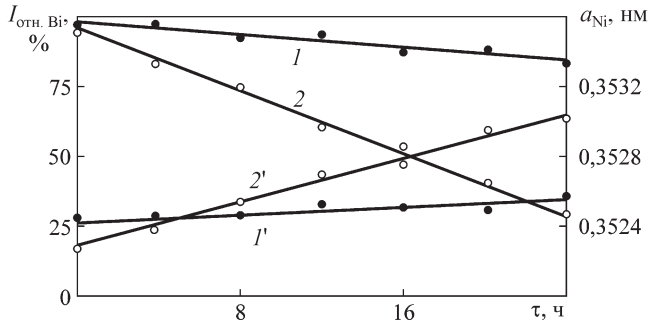


Рис. 2. Изменения интенсивности рентгеновской линии (102) осажденного висмута (*1*, *2*) и параметра кристаллической решетки никелевой основы (*1′*, *2′*) в процессе отжига при 100 °С:
1, *1′* – образец с предварительно отожженной подложкой; *2*, *2′* – образец с подложкой, не подвергнутой предварительной термообработке

В процессе отжига в образце, прошедшем предварительную термообработку, интегральная интенсивность линии висмута и параметр кристаллической решетки никеля практически не меняются.

В образце без предварительной термообработки происходит снижение интенсивности линии висмута. Поскольку интенсивность линии фазы пропорциональна (при прочих равных и учтенных факторах) объемной доли данной фазы, то снижение интенсивности линии висмута может свидетельствовать об уменьшении его концентрации на поверхности никелевой основы вследствие диффузии атомов висмута в кристаллическую решетку никеля. Действительно, по мере уменьшения интенсивности линии висмута параметр кристаллической решетки никеля возрастает подобно тому, как это происходит в соответствии с законом Вегарда при увеличении концентрации растворенного компонента в решетке металла-растворителя.

Послойный анализ отожженных образцов методом Оже-электронной спектроскопии подтвердил предположение о диффузии атомов висмута в никелевую основу, но только в том случае, если она не была подвергнута предварительной термообработке, т.е. содержала после электроосаждения повышенную концентрацию неравновесных вакансий. Концентрация висмута в приповерхностных слоях такого образца, определенная методом коэффициентов элементной чувствительности, изменяется от 15...17 % на поверхности до 8...10 % на глубине 250 нм, что свидетельствует о достаточно высокой степени пересыщения твердого раствора:

В предварительно отожженном электролитическом никеле, имеющем концентрацию вакансий, близкую к равновесной, присутствие атомов висмута в кристаллической решетке не обнаружено.

В процессе электроосаждения состояние поверхностного слоя формируемых покрытий характеризуется рядом отличительных особенностей. Во-первых, высокой дефектностью структуры, обусловленной, главным образом, тем, что суммарная площадь границ зерен вследствие мелкодисперсности осадка на 4–5 порядков больше, чем в поликристаллах с размером зерен 100 мкм [5]. Во-вторых, наличием мощных потоков избыточных вакансий к наиболее эффективным в таких условиях стокам – свободной поверхности и границам зерен. В-третьих, постоянным смещением фронта свободной поверхности с ростом толщины покрытия.

При электроосаждении бинарных сплавов с преобладающим содержанием одного из компонентов покрытия формируются путем периодического образования многоатомных слоев основного металла, на поверхности которых возникают неравновесные сегрегации атомов легирующего компонента. Стремление системы к минимуму суммарной свободной энергии способствует возникновению сегрегаций в дефектных местах структуры покрытий, главным образом, по границам зерен. Чем выше дисперсность получаемых покрытий, тем больше протяженность межзеренных границ, на которых преимущественно возникают сегрегации легирующего компонента, и тем большее количество вакансий генерируется в процессе электроосаждения.

В высокодисперсных покрытиях наиболее эффективными стоками для вакансий являются границы зерен и свободная поверхность, т.е. как раз те элементы структуры, на которых образуются сегрегации атомов легирующего компонента. Согласно [6], концентрация примеси в дефектных зонах, являющихся стоками вакансий, увеличивается или уменьшается в зависимости от соотношения между энергией kT, а также от отношения коэффициентов диффузии примесных и матричных атомов. Обеднение зон возникает, когда $\varepsilon \sim kT$, а коэффициент диффузии примесных атомов больше, чем у атомов растворителя. В этом случае при миграции вакансий к стокам во встречном потоке атомов представлены в основном наиболее подвижные атомы примеси, которые диффундируют в решетку основного металла (рис. 3).

Глубина, нм	0	25	50	75	100	125	150	175	200	225	250
Концентрация Bi, %	17	15,5	14	13	12,6	12,4	11	10,5	10	9,5	9

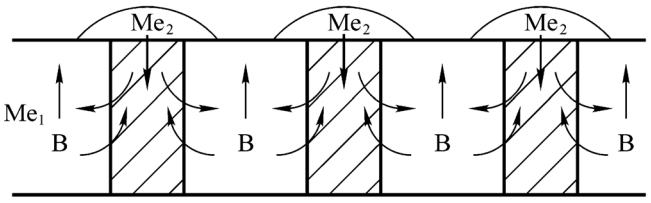


Рис. 3. Схема диффузионных потоков при образовании пересыщенного твердого раствора в процессе электрокристаллизации бинарных сплавов (Me_1 – металл, на основе которого образуется пересыщенный твердый раствор; Me_2 – легирующий компонент; В – вакансии; заштрихованные области – границы зерен)

Из анализа систем, в которых образуются пересыщенные твердые растворы, следует, что они подчиняются вышеуказанным соотношениям. Принимая значения средней тепловой энергии $kT \approx 0{,}1$ эВ (из условия соответствия энергии атомов при электроосаждении предплавильным температурам [7]) и сравнивая ее с известными значениями энергии связи ε или энергии упорядочения W, по которой можно косвенно судить об ε [8], видно, что это величины одного порядка, т.е. $\varepsilon \sim kT$. Коэффициент диффузии легирующего компонента в сплавах, образующих пересыщенные твердые растворы, всегда больше, чем у растворителя [9], причем чем сильнее природа диффундирующего компонента отличается от природы растворителя, тем это различие больше.

Данные модельного эксперимента, приведенные выше, показывают, что в таких системах мощный вакансионный поток к поверхностным сегрегациям приводит к диффузии атомов легирующего компонента в объем осадка. Атомы легирующего компонента, двигающиеся по вакансионному механизму, встраиваются в кристаллическую решетку основного металла и образуют пересыщенные твердые растворы, при этом каждый очередной осаждаемый слой способствует "замуровыванию" атомов легирующего компонента в объеме.

Состояние сплавов, кристаллизующихся в виде пересыщенных твердых растворов, является термодинамически нестабильным и их распад возможен уже при комнатной температуре. Так, в покрытиях Cu–14 % Bi, Ni–19 % Bi и Co–34 % Bi, представляющих собой после электроосаждения однофазные твердые растворы висмута в меди, никеле и кобальте соответственно, в процессе старения происходит изменение электросопротивления (рис. 4).

В сплавах Pd–In, осажденных из амиачно-трилонатного электролита, образование непрерывного ряда твердых растворов наблюдается в интервале концентраций вплоть до 40 % индия [10]. На дифрактограммах таких покрытий сразу после электролиза

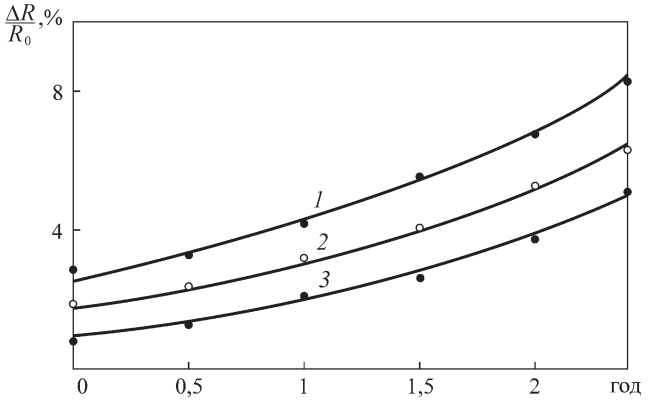


Рис. 4. Изменение относительного электросопротивления сплавов Cu–14 % Bi (*1*), Ni–19 % Bi (*2*) и Co–34 % Bi (*3*) в процессе старения при комнатной температуре

фиксируются только линии палладия, параметр решетки которого при увеличении содержания индия в сплаве возрастает. По истечении года выдержки при комнатной температуре вид дифрактограмм меняется в связи с распадом пересыщенного твердого раствора: происходит уменьшение параметра кристаллической решетки твердого раствора и появляются линии, соответствующие интерметаллидному соединению Pd_3In.

В данной работе для изучения процесса распада в практически приемлемое время осадки сплава Ni–19 % Bi подвергали отжигу. В процессе эксперимента проводили термоанализ, измеряли электросопротивление и определяли параметр кристаллической решетки.

В диапазоне температур 100...180 °С на термограммах наблюдается экзотермический эффект, который может быть интерпретирован как соответствующий распаду твердого раствора. В общем случае процесс выхода атомов избыточного компонента из твердого раствора должен приводить к снижению электросопротивления. Однако в исследуемых сплавах на начальных стадиях отжига наблюдается рост электросопротивления (рис. 5), что обычно объясняется формированием в твердом растворе кластеров атомов растворенного элемента, приводящих к сильному искажению решетки в локальных объемах, где расположены эти кластеры.

О наличии таких кластеров свидетельствует также и неизменность параметра кристаллической решетки твердого раствора в течение всей стадии отжига, когда наблюдается повышение электросопротивления. Согласно известному принципу Гинье–Престона, размер элементарной ячейки твердого раствора, содержащего скопления (кластеры, зоны) атомов растворенного компонента, существенно не изменяется в сравнении с неупорядоченным раствором той же

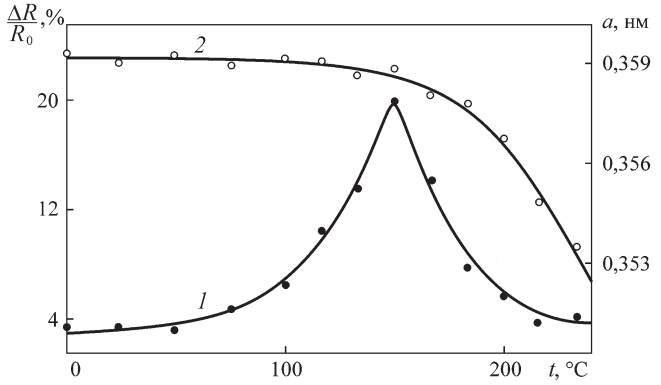


Рис. 5. Изменение относительного электросопротивления (*1*) и параметра ГЦК-решетки (*2*) сплава Ni–19 % Bi

концентрации, так как оба раствора различаются только упорядоченным или неупорядоченным расположением атомов в решетке.

Как только в твердом растворе происходит перестройка решетки внутри кластеров в решетку выделяющейся фазы, параметр кристаллической решетки твердого раствора, определяемый рентгенографическим методом, уменьшается и становится равным параметру решетки обедненного твердого раствора. Начало уменьшения параметра решетки совпадает по времени с уменьшением электросопротивления (см. рис. 5), а на дифрактограммах осадков, отожженных при 180...200 °С, появляются дополнительные рефлексы, принадлежащие второй фазе – интерметаллиду NiBi. После отжига при 400 °С в течение 1 ч параметр кристаллической решетки твердого раствора уменьшается до значения параметра чистого электролитического никеля и фазовый состав сплава полностью соответствует равновесному.

Аналогичные результаты получены авторами [1] методом мессбауэровской спектроскопии при изучении механизма выделения упрочняющих фаз и гетерогенизации структуры электроосажденных сплавов на основе железа, которые при ведении электролиза вблизи предельного тока кристаллизуются в виде пересыщенных твердых растворов.

Выводы

1. Образование пересыщенных твердых растворов при электрокристаллизации бинарных сплавов обусловлено структурными особенностями формируемых покрытий: ультрадисперсностью, возникновением сегрегаций атомов легирующего компонента на границах зерен и наличие мощных вакансионных потоков к этим элементам структуры. Миграция вакансий к поверхностным сегрегациям вызывает диффузию атомов легирующего компонента в глубь осадка, которые встраиваются в кристаллическую решетку базового металла, образуя пересыщенные твердые растворы.

2. Образование интерметаллидных фаз при старении и гетерогенизационном отжиге в сплавах, кристаллизующихся в виде пересыщенных твердых растворов, происходит через зонную стадию, т.е. мелкодисперсным выделениям фазы предшествует формирование кластеров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковенский И.М., Поветкин В.В.** Электролитические сплавы. М.: Интермет Инжиниринг, 2003. 288 с.

2. **Морохов И.Д., Трусов Л.И., Лаповок В.И.** Физические явления в ультрадисперсных средах. М.: Наука, 1984. 472 с.

3. **Ковенский И.М., Кузнецов П.В.** и др. Исследование точечных дефектов в электролитических осадках методом аннигиляции позитронов // Электрохимия. 1991. Т. 27. № 9. С. 1369–1371.

4. **Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Изд-во МИСИС, 2005. 432 с.

5. **Поветкин В.В., Ковенский И.М.** Структура электролитических покрытий. М.: Металлургия, 1989. 136 с.

6. **Бокштейн Б.С., Ярославцев А.Б.** Диффузия атомов и ионов в твердых телах. М.: Изд-во МИСИС, 2005. 362 с.

7. **Полукаров Ю.М.** Электрокристаллизация металлов // Физическая химия. Современные проблемы. Ежегодник. М.: Химия, 1985. С. 107–137.

8. **Штремель М.А.** Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 280 с.

9. **Смитлз К.Дж.** Металлы: Справочник. М.: Металлургия, 1980. 447 с.

10. **Тихонов А.А., Буркат Г.К., Вячеславов П.М.** Структура и некоторые структурно-чувствительные свойства электрохимических сплавов палладий–индий // Журнал прикладной химии. 1988. Т. 61. № 10. С. 2345–2347.

УДК 621.9.048.6:621.794

А.П. Бабичев, В.В. Иванов, П.Д. Мотренко
(Донской государственный технический университет)
E-mail: vibrotech@mail.ru

Исследования основных технологических параметров формирования вибрационного механохимического покрытия и качества оксидной пленки

Представлены исследования структуры нанорельефа вибрационного механохимического оксидного покрытия и основные параметры процесса.
Ключевые слова: *вибрационная обработка, механохимия, оксидное покрытие.*

Investigation on combining vibro-treatment and oxiding in polyethylene medium has been done.
Keywords: *vibrating, mechanochemical, oxiding coating.*

Одним из перспективных способов, при котором достигается эффект совместного воздействия механической энергии и химических реакций, является вибрационный. *Вибрационная обработка* (ВиО) обеспечивает изменение физико-химических свойств поверхностного слоя детали в результате низкочастотных колебаний рабочей среды с определенной частотой и амплитудой, обладает широкими технологическими возможностями и универсальностью [1].

Поэтому исследования, направленные на разработку совмещенной технологии ВиО нанесения покрытий на поверхности алюминия и его сплавы, являются актуальными и перспективными.

К основным факторам, оказывающим влияние на качество образующейся оксидной пленки, относятся: амплитуда A, мм, и частота колебаний f, Гц, рабочей камеры; время обработки деталей τ, мин; твердость обрабатываемого материала НВ; параметр шероховатости поверхности обрабатываемой детали Ra, мкм; объем рабочей среды в рабочей камере V, г; размер шаров рабочей среды – D, мм; количество оксидирующего раствора в рабочей камере, дм^3; температура рабочего раствора T °С [2].

Исследование влияния амплитуды колебаний рабочей камеры на толщину оксидной пленки проводили на образцах из алюминия марки АД0 (28 НВ) и сплава АК7ч (АЛ9) (50 НВ), частота колебаний рабочей камеры f = 33,3 Гц; время обработки τ = 30 мин. Рабочая среда – полиэтиленовые шары D = 3...4 мм и оксидирующий раствор. Амплитуду колебаний изменяли в диапазоне, наиболее часто используемом на практике, от 1 до 5 мм.

Определение толщины оксидной пленки проводили капельным методом. Полученные результаты представлены в табл. 1.

Количество оксидирующего раствора принимали из расчета 30 % от насыпного объема рабочей камеры при условии его заполнения рабочей средой и деталями не более 0,8 объема.

Увеличение амплитуды колебаний до A = 2,5 мм не влияет на рост оксидной пленки. При амплитуде колебаний, равной 3 мм, наблюдается некоторое снижение толщины оксидной пленки. Дальнейшее увеличение амплитуды ведет к плавному снижению толщины покрытия (рис. 1).

Полученное *вибрационное механохимическое оксидное покрытие* (ВиМХОП) максимальной толщины проверили с помощью аналитического автоэмисси-

Таблица 1

Влияние амплитуды колебаний на толщину покрытия, мкм

Материал	Толщина покрытия при амплитуде колебания, мм				
	1	2	3	4	5
АД0	5	5	4,9	4,7	4,4
АК7ч	4,2	4,2	4,1	3,9	3,5

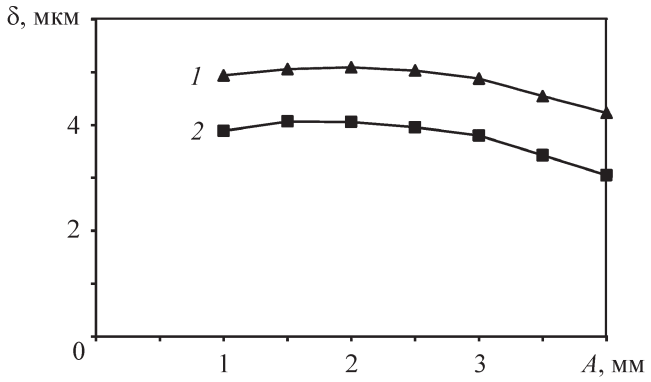
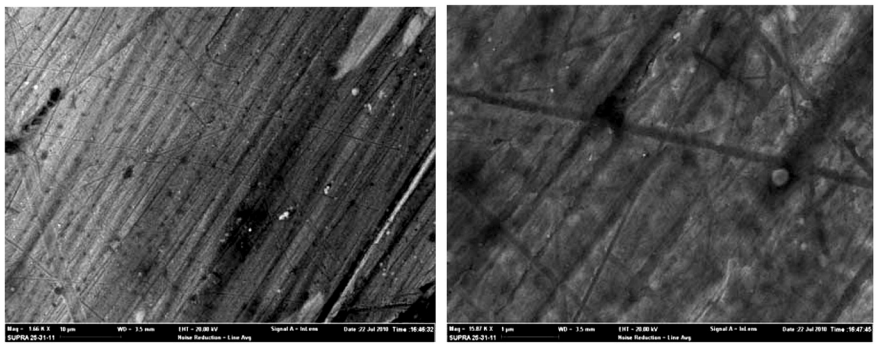


Рис. 1. Зависимость толщины оксидной пленки от амплитуды колебаний рабочей камеры:
1 – АД0; *2* – АК7ч

онного электронного микроскопа Zeiss SUPRA 25. Сущность исследований заключалась в том, чтобы визуально определить микро- и нанопрофили формирующихся структур покрытия (рис. 2), для этого покрытия наносили в течение 5, 10, 15 мин. Выбранную поверхность образца фиксировали на микро- и наноуровнях. Таким образом, можно визуально оценить этапы роста, структуру, внешний вид формирующегося ВиМХОП.

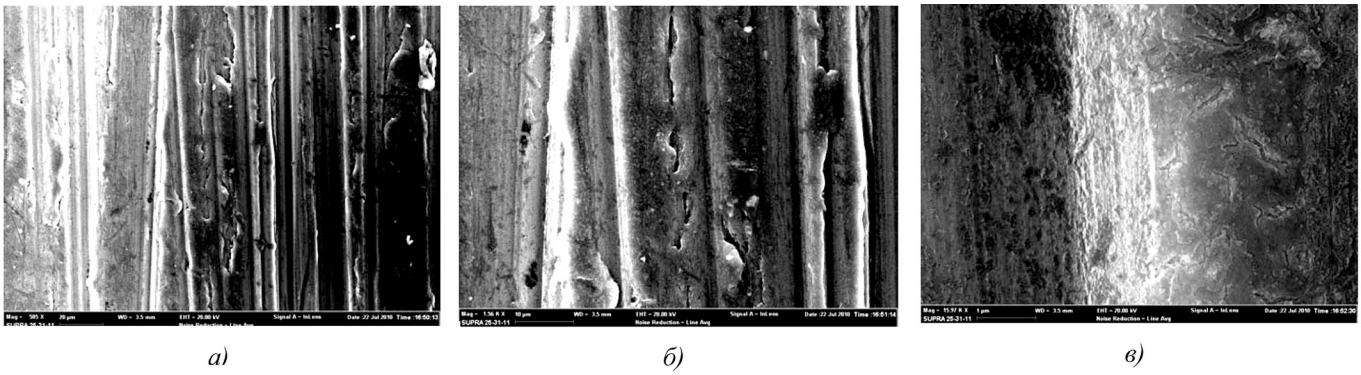
Сравнительный анализ полученных снимков показывает, что ВиМХО на 1-м этапе (рис. 3, $\tau = 5$ мин) визуально не просматривается, идет начальный этап образования покрытия. На 2-м этапе (рис. 4, $\tau = 10$ мин) отчетливо видно покрытие, перекрывающее основной металл, а также вершины и углубления оксидной пленки. На 3-м этапе (рис. 5, $\tau = 15$ мин) поверхность металла не просматривается. На рис. 5, *б*, *в* отчетливо видны поры покрытия (черные точки) и его рельеф. Изображение на рис. 5, *г* получено под углом 30°. На рис. 5, *д* показано расстояние от одного элемента покрытия до другого.

Участки поверхности обрабатываемого металла с высокой активностью адсорбируют гидроксил-ион OH^-, взаимодействуют с ним с образованием гидроксида алюминия (см. рис. 3)

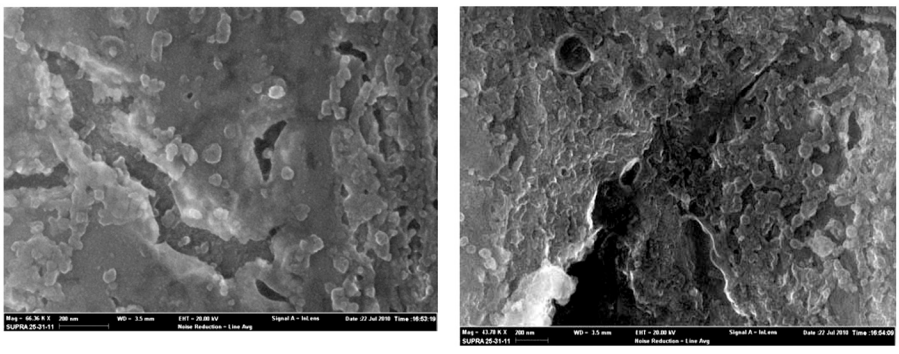


а) *б)*

Рис. 2. Исходная поверхность алюминия АД0 при увеличении ×100 (*а*) и ×11 000 (*б*)

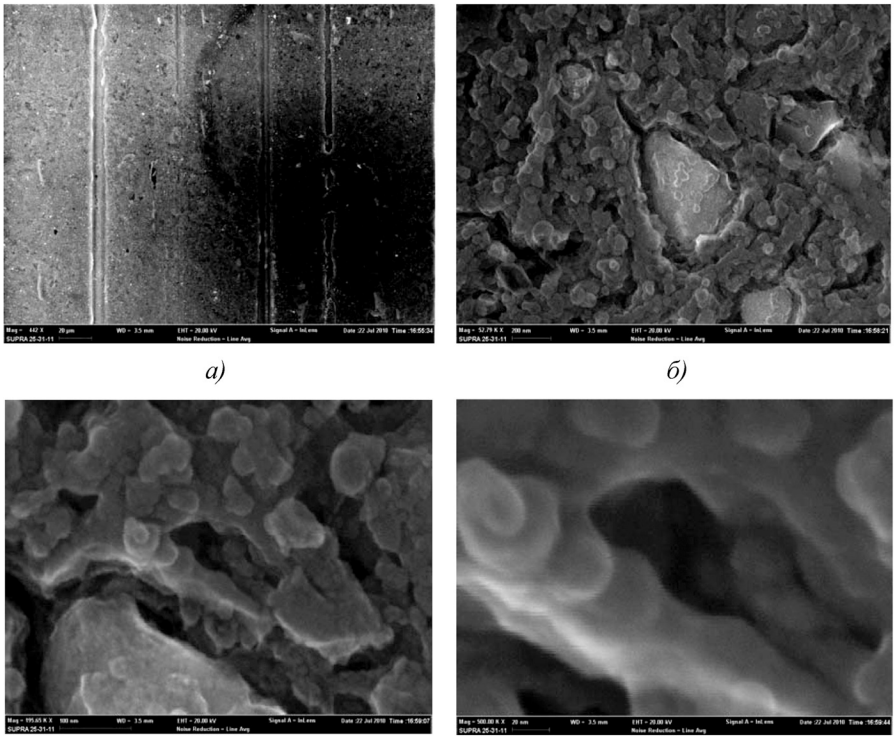


а) *б)* *в)*



г) *д)*

Рис. 3. ВиМХОП ($\tau = 5$ мин) при увеличении ×400 (*а*), ×10 000 (*б*, *в*) и ×50 000 (*г*, *д*)



а) *б)* *в)* *г)*

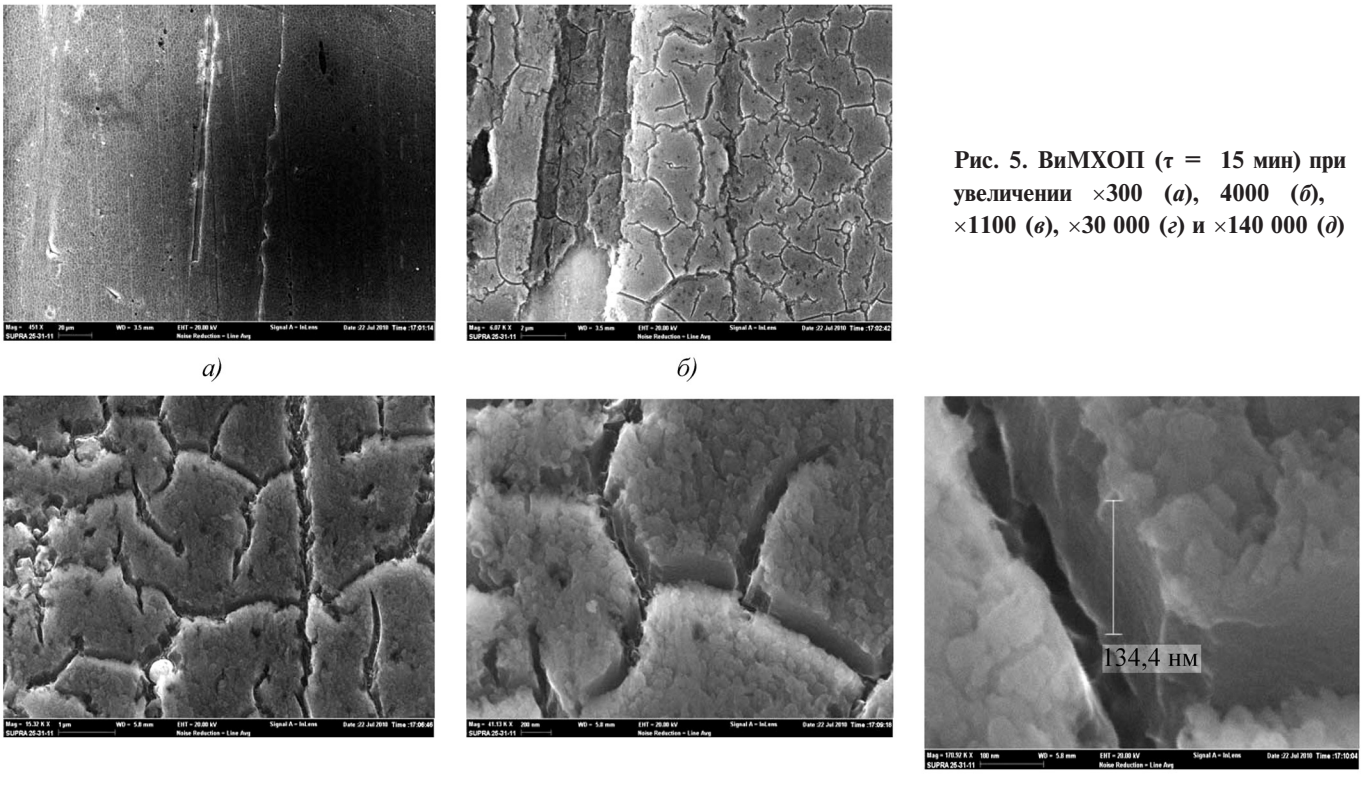
Рис. 4. ВиМХОП (τ = 10 мин) при увеличении ×300 (*а*), ×50 000 (*б*), ×130 000(*в*) и ×350 000 (*г*)

(округлые формы пор на поверхности алюминия) по реакции:

$$2Al + 6OH^- + 6H^+ \rightarrow \rightarrow Al(OH)_3 + 3H_2\uparrow. \quad (1)$$

Эта реакция протекает с выделением водорода, удалению которого способствует вибрирующая среда. Одновременно с образованием гидроксида алюминия в растворе могут протекать побочные реакции. В результате взаимодействия анионов SiF_6^{2-}, OH^- и CrO_4^{2-} с растворяющимся алюминием могут образовываться нерастворимые соединения типа $Al_2(SiF_6)_3$, $Cr(OH)$, $Al(CrO_4)_3$, $Al_2Cr_2O_7$ и более сложные с присутствующим в кислой среде гексааквааллюминий-ионом $Al(H_2O)_6^{3+}$.

Под влиянием вибросил и активации всех составляющих процесса оксидирования происходит формирование и рост оксидной пленки (см. рис. 4) (наслоение пор, формирование структуры каньенов между ними).



а) *б)* *в)* *г)* *д)*

Рис. 5. ВиМХОП (τ = 15 мин) при увеличении ×300 (*а*), 4000 (*б*), ×1100 (*в*), ×30 000 (*г*) и ×140 000 (*д*)

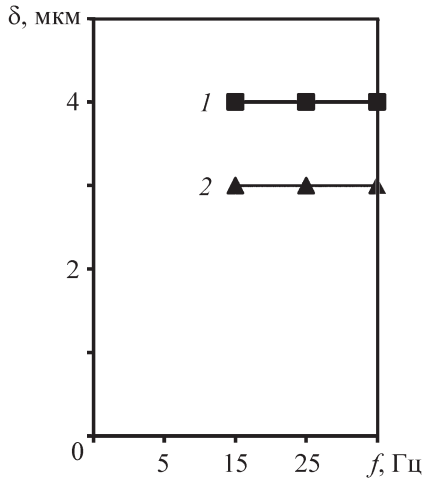


Рис. 6. Зависимости толщины оксидной пленки от частоты колебаний рабочей камеры:
1 – АД0; *2* – АК7ч

Таблица 2

Влияние частоты колебаний на толщину покрытия, мкм

Материал	Толщина покрытия при частоте колебаний, мм		
	15	25	33,3
АД0	5	5	5
АК7ч	4,5	4,5	4,5

Образовавшаяся на поверхности металла оксидная пленка увеличивается за счет самого металла. Постоянный приток свежего раствора к поверхности металла через поры и каньены на поверхности алюминия обеспечивает взаимодействие металла с раствором и формирование многослойной гидрооксидной пленки (см. рис. 4).

Под влиянием ВиО наружная часть пленки подвергается деформированию, сминаются и разрушаются гребешки выступов, удаляются мелкие неровности, характер изменения толщины покрытия в зависимости от амплитуды колебаний в этом случае одинаков для алюминия и алюминиевого сплава.

С увеличением амплитуды колебаний повышается скорость движения частиц рабочей среды и, следовательно, увеличиваются силы микроударов о поверхность обрабатываемой детали.

Увеличение амплитуды колебаний выше оптимального значения 2,5 мм, вероятно, приводит к повышению скорости движения и сил микроударов частиц рабочей среды, при которых наблюдается разрушение поверхностного слоя образовавшегося покрытия, т.е. скорость разрушения оксидной пленки преобладает над скоростью ее роста, и как результат – уменьшается толщина покрытия. Это согласуется с теорией механизма образования оксидной пленки, где отмечается, что рост оксидной пленки возможен тогда, когда скорость роста пленки опережает скорость ее растворения.

Исследование влияния частоты колебаний рабочей камеры на толщину покрытия проводили на установке УВГ 4/10. Амплитуда колебаний была постоянной 2 мм. Частоту колебаний изменяли в пределах 15...33,3 Гц. Результаты экспериментов представлены в табл. 2 и на рис. 6.

Анализ полученных результатов показывает, что увеличение частоты колебаний практически не влияет на толщину оксидной пленки в пределах приводимых частот.

Отсутствие изменений толщины оксидной пленки свидетельствует о том, что увеличение числа и сил микроударов в единицу времени и скорости относительного скольжения в исследуемых частотах не превышает предел, при котором начинается разрушение поверхностного слоя, на этих частотах идет только ее разрыхление.

Исследования влияния амплитуды и частоты колебаний рабочей камеры на толщину оксидной пленки в процессе ВиО позволяет заключить, что наибольшее влияние на толщину покрытия оказывает изменение амплитуды колебаний.

Влияние времени обработки на толщину оксидной пленки исследовали при амплитуде $A = 2{,}0$ мм и частоте колебаний $f = 25$ Гц. Общее время обработки $\tau = 40$ мин. Определение толщины покрытия капельным методом в первые 30 мин проводили через каждые 5 мин. На рис. 7 представлены зависимости толщины покрытия от времени обработки. Хотя состав сплава обрабатываемых деталей влияет на толщину оксидной пленки, характер кривой остается неизменным.

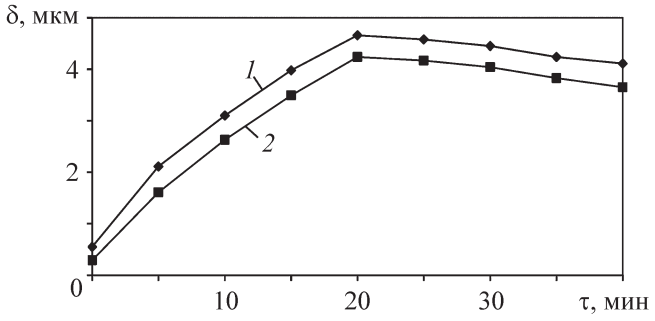


Рис. 7. Зависимости толщины оксидной пленки от времени обработки:
1 – АД0; *2* – АК7ч

Таблица 3

Влияние времени обработки на толщину покрытия, мкм

Материал	Толщина покрытия при времени обработки, мин									
	2	5	10	15	20	25	30	40	50	60
АД0	1,0	3,0	4,9	5,0	5,0	4,9	4,8	4,7	4,6	4,4
АК7ч	0,6	2,1	4,5	4,6	4,6	4,5	4,4	4,3	4,1	4,0

В течение первых 15...20 мин наблюдается линейный рост толщины покрытия, происходит взаимодействие между рабочей средой и оксидной пленкой. В этот момент скорость роста толщины пленки опережает скорость ее разрушения. Через 20 мин обработки толщина оксидной пленки стабилизируется. Есть все основания полагать, что на этом этапе процесс оксидирования завершается, т.е. наступает равновесие, при котором скорость роста пленки равна скорости ее разрушения (табл. 3).

Завершение роста оксидной пленки сопровождается снижением контакта оксидирующего раствора с поверхностью металла из-за снижения числа пор и их объема, через которые обеспечивается доступ раствора к металлу, и его окисление. При дальнейшем увеличении времени обработки, после некоторой стабилизации толщины покрытия, наблюдается незначительное ее снижение за счет растворения поверхностного слоя оксидной пленки, подвергающегося активному воздействию электролита и шаров в отсутствие ее роста.

Таким образом, можно считать оптимальным временем ВиО для получения оксидного покрытия максимальной толщины 10...20 мин. Так как рост оксидной пленки происходит за счет самого металла, что приводит к изменению размера детали, представляет интерес определение потери массы алюминия как в процессе ВиО, так и в процессе оксидирования.

Схема роста оксидной пленки представлена на рис. 8 [3].

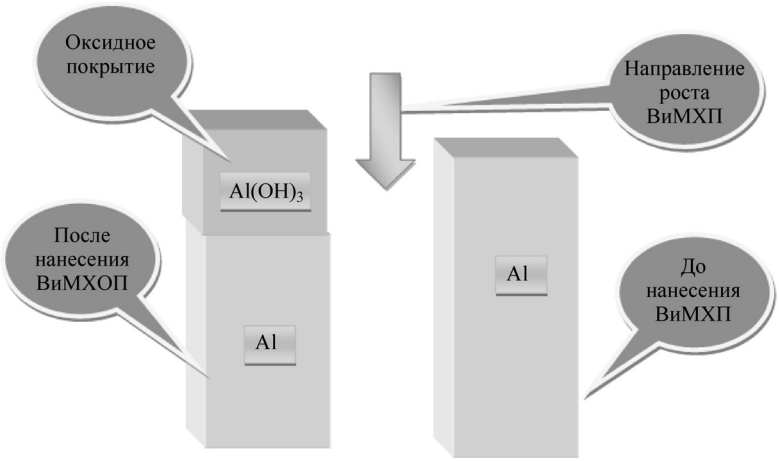


Рис. 8. Схема роста оксидной пленки

Потерю массы при химическом оксидировании алюминия АД0 в процессе ВиО определяли гравиметрическим методом. Результаты исследования представлены ниже и на рис. 9:

Время обработки, мин	5	10	15	20	25	30
Потеря массы алюминия, г/м^2 . .	2,4	3,0	6,5	7,6	8,2	8,4

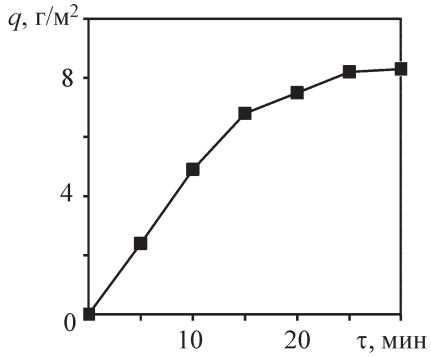


Рис. 9. Влияние времени оксидирования при ВиО на потерю массы алюминия

Для определения потерь массы металла в процессе ВиО без оксидирования образцы из алюминия марки АД0 обрабатывали в вибрационной камере с полиэтиленовыми шарами:

Время обработки, мин.	15	20	40	60	80	100	120	140	160	180
Потеря массы алюминия, г/м^3	0,0004	0,0006	0,0023	0,0043	0,006	0,007	0,0074	0,0074	0,0074	0,0073

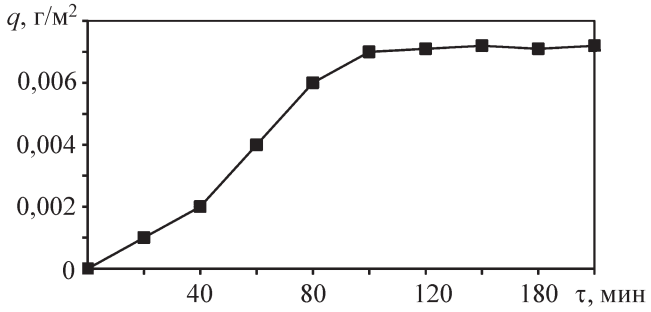


Рис. 10. Влияние времени ВиО на потерю массы алюминия

Анализ результатов эксперимента, представленных на рис. 10, показывает, что в первые 15 мин обработки рост кривой замедлен, потеря массы незначительна и составляет 0,0004 г/м^2.

В начале обработки протекает инкубационный период, в течение которого происходит накопление скрытой энергии разрушения. Дальнейшая обработка приводит к съему естественной оксидной пленки, активации поверхности и увеличению съема металла, который достигает максимального значения 0,0074 г/м^3 по истечении 120 мин. Далее характер кривой выравнивается.

Выводы

1. Проведен комплекс экспериментальных исследований, в результате чего установлена возможность совмещения процессов ВиО и получения оксидного покрытия на деталях из алюминиевого сплава.

2. Отработана технология формирования оксидного покрытия в процессе ВиО, отражающая сущность комплексного воздействия механической и химической составляющих процесса на формирование поверхностного слоя покрытия. Анализ полученных результатов показал, что ВиО позволяет совместить подготовку поверхности под покрытие, формирование оксидного покрытия, отделку поверхности.

3. Проведенные исследования микро-/нанопрофилей покрытия показали сущность формирования пор покрытия и распределение их на поверхности металла.

4. Установлены оптимальное режимы нанесения покрытия, время, амплитуда и частота обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 1998.

2. **ГОСТ 1583–93.** Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия.

3. **Иванов В.В.** Формирование тонких оксидных пленок вибрационным механохимическим способом // Сб. статей по матер. Междунар. симпозиума "ОМА–2003". Сочи, 2003. С. 130–132.

УДК 621.9.048.4

Е.Ф. Романенко *(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)*
E-mail: balefed@yandex.ru

Исследование покрытий на быстрорежущей стали, полученных методом локального электроискрового нанесения*

Предложены пути повышения износостойкости металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали за счет нанесения локальных электроискровых покрытий на ответственные участки, подверженные интенсивному износу, с последующим алмазным выглаживанием. Рассмотрены условия работы инструмента и формирования покрытий. Предложены оптимальные режимы нанесения и выглаживания покрытий, позволяющие управлять микрогеометрией и физическими свойствами поверхностного слоя. Изучены зависимости шероховатости и микротвердости от силы выглаживания.

Ключевые слова: *инструмент, быстрорежущая сталь, твердый сплав, износостойкость, локальное электроискровое нанесение покрытий, алмазное выглаживание.*

Ways of increase of wear resistance of metal-cutting tools from fast-cutting steel at the expense of drawing of local electrospark coverings on the responsible sites subject to intensive deterioration, with the subsequent diamond burnishing are offered. Working conditions of the tool and formation of coverings are considered. Optimum modes of drawing and burnishing the coverings are offered, allowing to operate microgeometry and a physical properties of a blanket. Dependences of a roughness and microhardness at most burnishing are studied.

Keywords: *tool, fast-cutting steel, firm alloy, wear resistance, local electrospark drawing of coverings, diamond burnishing.*

Повышение работоспособности, расширение технологических возможностей машин, приборов и инструментов ужесточают требования к материалам, из которых они изготовлены. *Локальное электроискровое нанесение покрытий* (ЛЭНП), осуществляемое на установке "ЭЛФА-541", частично решает эти задачи.

Низковольтные электрические разряды позволяют модифицировать состав и структуру поверхностных

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг.

Таблица 1

Состав и свойства легирующих электродов

Материал электрода	Средний состав по массе, %	Твердость HV_{30}, МПа	Плотность ρ, кг/м^3	Теплопроводность λ, Вт/(м·°С)
ВК6М	6Co–94WC	13 260...13 426	14 780...14 820	4,79...4,81
Т15К6	6Co–15TiC–79WC	15 445...15 464	11 260...11 320	12,48...12,52

слоев быстрорежущих сталей за счет термомеханического воздействия электрических разрядов и переноса вещества с одного электрода на другой. В результате на быстрорежущей стали формируется покрытие в виде сплава обоих электродов, а также продуктов их взаимодействия с элементами межэлектродной среды.

Электроискровому упрочнению подвергали сверла диаметром 4...20 мм с цилиндрическим и коническим хвостовиками, фрезы диаметром до 40 мм и резцы. Для спирального сверла наиболее тяжелонагруженными рабочими участками являются главная режущая кромка и переход от нее к вспомогательной режущей кромке. Качество отверстия определяется износостойкостью сверла по задней поверхности винтовой части, поэтому необходимо наносить на заднюю поверхность сверл твердое двухслойное покрытие, интенсивно отводящее тепло от зон температурных всплесков.

Такое покрытие представляет собой твердый сплав типа ВК или ТК, например, первый слой – твердый сплав ТК – обеспечивает повышенное сопротивление разрушению рабочего слоя, а второй слой из меди эффективно отводит тепло. Для сверл ширина покрытия от края главной режущей кромки по передней поверхности составляла 0,6...1,2 мм, по задней поверхности – 1,5...2 мм, ширина упрочненного слоя на поверхности направляющих ленточек – 2...10 мм, а по поверхности вдоль линии перемычки – 0,6...2 мм.

Упрочнение фрез проводили по передней и задней поверхностям вдоль режущей кромки шириной упрочнения 1,6...4,3 мм.

Для токарных резцов нанесение ЛЭН-покрытия на переднюю поверхность создает преимущественный износ на задних поверхностях, по которым осуществляют переточку. Представляется рациональным нанесение двухслойного покрытия (твердый сплав–медь) на задние поверхности резцов в зоне их пересечения, позволяющего получить условия для самозатачивания режущего клина.

У отрезного резца работают главная и вспомогательные режущие кромки, которые определяют качество поверхностей разделения заготовки. Для этих резцов эффективно проводить ЛЭНП на главную и вспомогательную поверхности, а переточку делать по передней. Инструмент, подлежащий переточкам по заданным поверхностям, подвергают упрочнению после каждой переточки [1].

Объектами исследования служили инструменты из порошковой стали повышенной теплостойкости (630...650 °С) Р12М3К8Ф2-МП (ТУ 14-1-3647–83) состава, %: 1,0C; 12,0W; 3,1Mo; 4,0Cr; 2,1V; 8Co для чистовых и получистовых операций. При этом использовали легирующие электроды из твердых сплавов ВК6М и Т15К6 диаметром 1...1,5 мм, состав и свойства которых представлены в табл. 1.

В практике электроискрового легирования перед нанесением покрытия на деталь ранее не использовавшимся анодом принято проводить его приработку (оператор некоторое время на рабочей поверхности новым анодом обрабатывает материал, который по составу соответствует материалу детали).

Известно, что приработка позволяет увеличить массу перенесенного на деталь материала анода (массоперенос). Исходя из закономерностей структурообразования при ЭИЛ [2], можно предположить, что приработка позволяет заранее сформировать на поверхности анода переплавленный слой (вторичную структуру) с определенными свойствами [3]. Возникновение вторичных структур на аноде, обусловленных приработкой, приводит к уменьшению общего количества эрозионных частиц и увеличивает их число при большем удалении от места электроискровой обработки.

ЛЭНП на образцы, вырезанные из инструмента, и на сам инструмент осуществляли в струе инертного газа (аргона) и под слоем флюса при оптимизированном режиме, обеспечивающем максимальную эрозию электрода и низкую шероховатость поверхности (I = = 9,6 А; C = 1 мкФ; частота следования импульсов f = 66...67 кГц; длительность импульса τ_i = 20 мкс; число проходов n = 4, частота вращения электрода 3400 об/мин) [4, 5]. Правильно выбранная технология ЛЭНП позволяет существенно увеличить период стойкости инструмента, улучшить качество обрабатываемого металла, повысить производительность и частично снизить энергетические затраты на процесс резания (табл. 2).

Таблица 2

Результаты практического применения ЛЭНП при упрочнении режущего инструмента

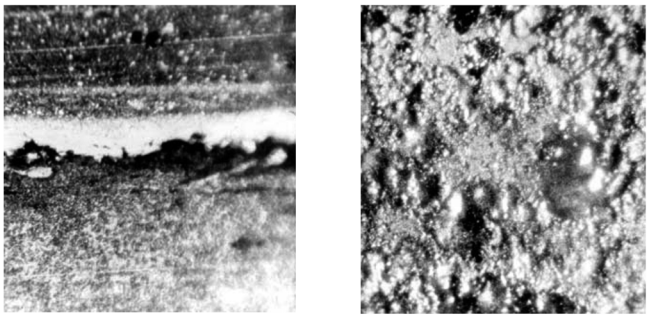
Параметры покрытий	Режущий инструмент, упрочняемые поверхности				
	Спиральное сверло, передняя и задняя поверхности, ленточка, перемычка	Обычная и фасонная фрезы, передняя и задняя поверхности	Резцы		
			отрезной, главная и вспомогательные поверхности	проходной черновой, передняя и задние поверхности	проходной чистовой, передняя и задние поверхности
Толщина покрытия, мкм	50...60	50...65	75...85	55...65	25...30
Параметр шероховатости покрытия *Rz*, мкм	5...10	5...10	7...12	10...15	4...6
Микротвердость, МПа	12 000...14 000	12 000...14 000	11 500...12 500	12 000...12 500	13 000...14 000

На рис. 1 представлены микроструктуры исследуемых композитов.

ЛЭНП приводит к образованию на обрабатываемой поверхности слоя, состоящего из *"белого слоя"* (БС) и находящейся под ним *зоны термического влияния* (ЗТВ). Наиболее неизученной частью слоя является БС, обладающий высокой стойкостью к воздействию растворов кислот, что препятствует выявлению его структурных составляющих.

БС, внешне бесструктурный, обладает аномально высокой микротвердостью. Например, микротвердость БС, образовавшегося после ЛЭНП твердым сплавом ВК6М на быстрорежущей стали, достигает 15 000...18 000 МПа. При этом размер блоков составляет 20...55 нм.

Между БС и ЗТВ находится *диффузионная зона* (ДЗ). ДЗ и ЗТВ многие исследователи объединяют общим названием "термодиффузионная зона" или "переходный слой", который представляет собой область диффузионного проникновения элементов материала электрода в материал детали или инструмента (в зону термического воздействия искровых разрядов).



а) *б)*

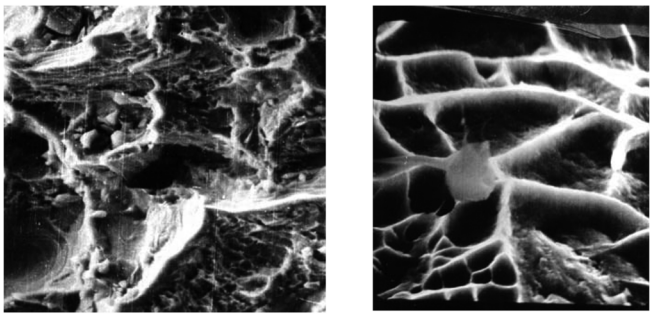
Рис. 1. Микроструктуры ЛЭНП из сплава ВК6М на быстрорежущей стали Р12М3К8Ф2-МП:
а – косой срез (×400); *б* – поверхность покрытия (×400)

"Переходный слой" имеет мелкокристаллическую структуру, которая возникает в результате сверхскоростного нагрева и охлаждения материалов анода и катода, высокого давления, развиваемого каналом разряда в точке его возникновения, и многократного униполярного действия электрического поля высочайшей напряженности. На образование БС на поверхности быстрорежущих сталей оказывает влияние высокая скорость теплоотвода (> 1600 °С/с) в массу материала образца или детали.

Таким образом, кристаллизация, фазовые превращения, диффузия и химические взаимодействия, протекающие при ЛЭНП, приводят к образованию неравновесных структур с микрокристаллической и аморфной фазами, отличающимися очень мелким зерном и высокой гетерогенностью по структуре и составу. Причем размер зерен близок к наноразмеру и составляет 40...100 нм. На рис. 2 представлены характерные поверхности разрушения БС, по которым можно судить о размере фаз.

Проведенный анализ "переходного слоя" для композита (подложка Р12М3К8Ф2-МП с ЛЭНП из ВК6М) показал, что он состоит из троостомартенсита, который переходит в троостит.

В поверхностном слое покрытия на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М на CrK_α-излучении с монохромотизацией отраженного пучка с различными скоростями движения счетчика (2; 1/2; 1/4 град/мин) идентифицированы α-Fe, Co и Mo. В подложке стали Р12М3К8Ф2-МП установлено на-



а) *б)*

Рис. 2. Фрактограмма разрушения БС ЛЭН-покрытия из твердого сплава ВК6М на подложке из быстрорежущей стали Р12М3К8Ф2-МП при увеличении ×5000 (*а*) и ×12 000 (*б*)

личие как α-Fe, так и γ-Fe с содержанием до 13...15 %. В покрытии обнаружены следы оксидов и нитридов. На дифрактограммах от поверхности композита обнаружены WC и следы γ-Fe.

Практически во всех случаях в покрытиях фиксировали растягивающие напряжения, которые резко уменьшаются от поверхности образца с глубины 16...23 мкм в глубь подложки.

После упрочнения инструмента рекомендуется поверхностное пластическое деформирование – выглаживание. Хорошо известно положительное влияние отделочно-упрочняющей обработки [6–9] и, в частности, алмазного выглаживания, на свойства поверхностного слоя металлов и сплавов. Алмазное выглаживание – универсальный и высокоэффективный процесс, позволяющий управлять микрогеометрией и физическими свойствами поверхностного слоя.

Алмазное выглаживание проводили на приспособлении, которое устанавливается вместо несущей головки установки "ЭЛФА-541" (рис. 3). Инструментом для выглаживания служили пружинные державки с наконечниками (выглаживателями) из синтетических алмазов (АСПК-3, АСПК-5) радиусом рабочей части R = 1,0...4,0 мм.

Алмазное выглаживание осуществляли в режиме: сила выглаживания P = 200 Н; подача S = 0,05 мм/об и скорость v = 1,3 м/с.

Изучены зависимости параметра шероховатости Ra и микротвердости $H_{\diamond}$ от силы выглаживания с покрытием ВК6М. Выглаживание образцов с различной твердостью подложки и одинаковым покрытием показывает (рис. 4): чем тверже подложка, тем ниже параметр шероховатости поверхности; меньший параметр шероховатости достигается после выглаживания покрытий меньшей твердости; для покрытий из сплава ВК6М невозможно получить Ra = 0,2...0,3 мкм.

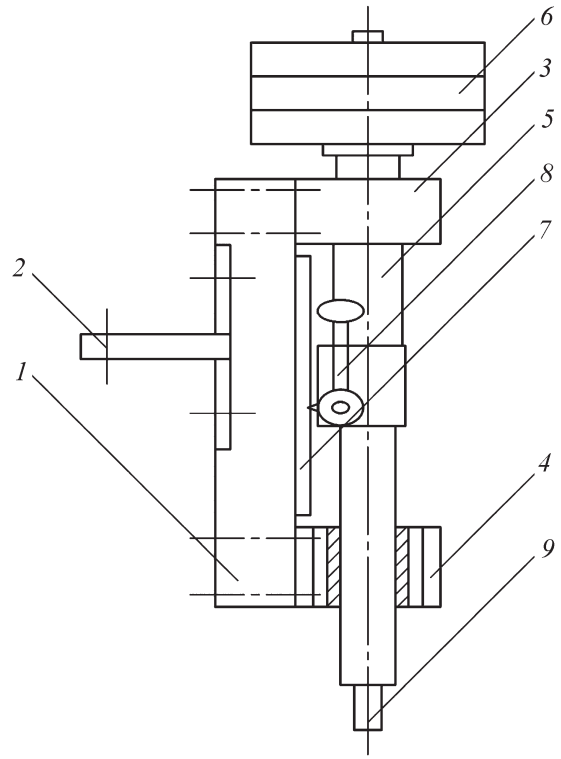


Рис. 3. Устройство для алмазного выглаживания плоских и фасонных поверхностей на установке "ЭЛФА-541":
1 – корпус; *2* – уголок; *3* – направляющая; *4* – втулка; *5* – шток; *6* – грузы; *7* – рычаг; *8* – фиксатор; *9* – наконечник (выглаживатель)

При выглаживании твердосплавной гладилкой параметр шероховатости поверхности составляет Ra = = 0,3...0,5 мкм [10].

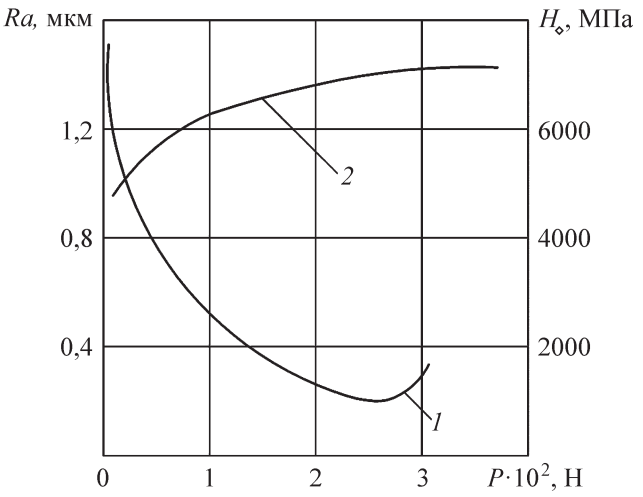


Рис. 4. Влияние силы выглаживания на шероховатость (*1*) и микротвердость (*2*) композита (сталь Р12М3К8Ф2-МП + + ЛЭНП ВК6М)

Таблица 3

Диапазон измерений параметров шероховатости

Базовая длина, мм	*Ra*	*Rz*, *R*max
0,25	0,04...0,4	0,16...1,6
0,8	0,4...3,2	1,6...12,5
2,5	3,2...12,5	12,5...50

Примечание. Длина трассы ощупывания до 7,5 мм; скорость перемещения щупа, мм/с, при рабочем ходе – 1±0,05, при возврате – 2±0,4; значения отсечек шага 0,25; 0,8; 2,5 мм.

Параметры шероховатости после выглаживания измеряли с помощью профилометра Абрис ПМ7, который применяется для анализа результатов измерения параметров шероховатости *Ra*, *Rz*, *R*max поверхности деталей – плоские, цилиндрические, конические и другие поверхности, сечение которых в плоскости измерения представляет прямую линию. Диапазон измерений параметров шероховатости представлен в табл. 3.

Программное обеспечение позволяет управлять процессом измерения, выбирая оптимальные режимы, вычислять параметры шероховатости и выводить значения на экран прибора. Шероховатость нанесенных покрытий зависит от сопряженности пары основного и наносимого материалов и параметров процесса электроискрового легирования. Она может изменяться в широких пределах [11].

Анализ изношенной поверхности зубьев фрез после упрочнения ЛЭН-покрытий установил особенности их изнашивания и разрушения. Фрезы без упрочнения изнашиваются с образованием нароста вследствие сильной адгезии инструментального и обрабатываемого материалов, после ЛЭНП нарост материала не фиксируется.

Изнашивание фрез с износостойким покрытием происходит в две стадии: на 1-й – покрытие разрушается вследствие истирания и отслоения от основы; на 2-й стадии изнашивается инструментальная основа на оставшейся без покрытия задней поверхности зуба. Способность материала основы после ЛЭНП дольше сохранять работоспособность приводит к значительному увеличению площади оголенной поверхности зуба фрезы.

Для получения сравнительных данных параллельно проводили упрочнение однотипных образцов по одинаковым технологическим режимам в струе аргона, под флюсом и на воздухе. Эти три группы образцов испытывали на ускоренный износ при фрезеровании паза на пластинках из стали У12; износостойкость при выбранном сухом режиме резания определяли отношением пути фрезы в пластине к линейному износу зубьев фрезы за время испытания.

Установлено повышение износостойкости образцов из стали Р12М3К8Ф2-МП с ЛЭНП из твердого сплава ВК6М под слоем флюса в 1,3–1,5 раза, в струе аргона в 1,4–1,6 раза в сравнении с износостойкостью образцов, подвергшихся электроискровой обработке в воздушной среде. Стойкость фрез зависит от материала электрода: наименьшей стойкостью обладают фрезы с покрытием из сплава Т15К6, фрезы с покрытием из ВК6М более износостойки.

Использование флюса, инертного газа при ЛЭНП препятствует появлению оксидов на поверхности образца, интенсивно образующихся при нанесении покрытий на воздухе. Отмечено понижение пористости на 2...3 %.

Проведенная оценка адгезионной прочности ЛЭНП из твердого сплава ВК6М на фрезы из быстрорежущей стали Р12М3К8Ф2-МП методом царапания показала ее увеличение на 20...25 % в сравнении с исходным состоянием [12].

Стойкость инструментов после ЛЭНП увеличивается в среднем в несколько раз: фрезы до 2,6; сверла – 1,6; резцы – 1,5...1,7; фрезы фасонные – 1,4...1,6. Применение метода ЛЭНП с высокими прочностными характеристиками поверхностных слоев позволяет не только осуществить их упрочнение, но и решить ряд технических и экономических задач, направленных на сбережение ресурсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гадалов В.Н., Камышников Ю.П., Романенко Д.Н.** и др. Локальное избирательное нанесение электрофизических покрытий на металлообрабатывающий инструмент // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 4. С. 33–36.

2. **Кондратьев А.И., Химухин С.Н., Муромцева Е.В.** Влияние исходной микроструктуры материала электродов на параметры процесса электроискрового легирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 26–30.

3. **Теслина М.А., Химухин С.Н., Верхотуров А.Д.** Формирование эрозионных частиц при электроискровой обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 8. С. 45–48.

4. **Бредихина О.А., Гадалов В.Н., Квашнин Б.Н.** Построение математической модели и оптимизация качества поверхности по шероховатости при локальном электроискровом нанесении покрытий электродом ВК8 на быстрорежущую сталь // Материалы и упрочняющие технологии – 2006: сб. матер. XIII Росс. науч.-техн. конф. Курск, 2006. Ч. 1. С. 111–115.

5. **Рыбалко А.В., Семинел А.В., Сахин О.** ЭИЛ твердосплавным электродом в условиях применения нетрадиционных электрических параметров // Металлообработка. 2005. № 3. С. 21–28.

6. **Гадалов В.Н., Болдырев Ю.В., Романенко Д.Н.** и др. Исследование влияния комбинированной обработки на инструменты из быстрорежущих сталей. Материалы для электрофизического нанесения покрытий // Материалы и упрочняющие технологии – 2007: сб. матер. XIV Росс. науч.-техн. конф. с Междунар. участием. Курск: КГТУ, 2007. С. 55–73.

7. **Анельник Д.Е., Полевой С.Н., Евдокимов В.Д.** Ремонт, восстановление и испытание инструмента и технологической оснастки: Справочник. Киев: Техника, 1981. 200 с.

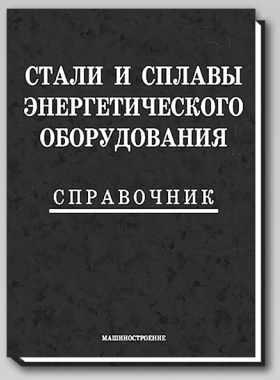
8. **Верхотуров, А.Д., Подчерняева И.А., Прядко А.Ф.** и др. Электродные материалы для электроискрового легирования. М.: Наука, 1988. 224 с.

9. **Мулин Ю.И., Верхотуров А.Д.** Электроискровое легирование рабочих поверхностей инструментов и деталей машин электродными материалами, полученными из минерального сырья. Владивосток: Дальнаука, 1999. 110 с.

10. **Гадалов В.Н., Чернышова Е.В., Самойлов В.В.** и др. Инструмент для отделочно-упрочняющей обработки выглаживанием // Технология металлов. 2010. № 4. С. 41–44.

11. **Романенко Д.Н.** Оценка качества поверхности электроискрового покрытия после выглаживания минералокерамикой // Инновационные технологии и оборудование машиностроительного комплекса: межвуз. сб. науч. тр. Воронеж: ВГТУ, 2007. Вып. 10. С. 62–65.

12. **Гадалов В.Н., Балабаева Е.Ф., Ляхов А.В.** и др. Применение метода склерометрии для оценки адгезионной прочности композиционного материала с электрофизическими покрытиями // Современные технологии в машиностроении: сб. статей XI Междунар. науч.-практ. конф. Пенза, 2007. С. 26–29.



СТАЛИ И СПЛАВЫ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ: СПРАВОЧНИК

С.Б. Рыжов, А.С. Зубченко, Ю.В. Каширский и др. Под общ. ред. **С.Б. Рыжова**

960 с. – ISBN 978-5-217-03446-8 **Цена 5000 р.**

Справочник содержит данные о более чем 300 материалах, используемых в отечественной тепловой, атомной и гидроэнергетике и является унифицированным по номенклатуре включенных в него сведений.

В нем дается краткая характеристика основного оборудования электростанций, изложены материаловедческие проблемы в энергетике, описаны системы маркировки сталей, сплавов и чугунов, технологические и специальные свойства материалов, главные требования к ним, методы необходимого контроля, анализа и прогнозирования таких свойств.

В табличной форме рассмотрены сведения о химическом составе материалов, его механических свойствах, твердости и пластичности в зависимости от размера поковки и режимов термообработки, параметры ковочных, литейных свойств и обрабатываемости резанием, характеристики свариваемости, флокеночувствительности, отпускной хрупкости, данные по релаксационной стойкости, длительной прочности, ползучести, жаростойкости и коррозионной стойкости – всего по более чем 100 параметрам.

Описаны системы маркировки отечественных и зарубежных энергетических сталей и сплавов. Изложены требования к материалам, методы контроля и методики их испытаний. Кратко описаны способы прогнозирования долгосрочных свойств материалов.

Приведена информация о более 700 зарубежных материалах, близких по химическому составу, назначению и свойствам к отечественным.

Данные сопровождаются ссылками на соответствующие источники, откуда они взяты (ГОСТ, ОСТ, ТУ, техническая литература).

Предназначен как для конструкторов, технологов, металловедов и других специалистов тепловой, атомной и гидроэнергетики, так и для работников всех отраслей промышленности, он может быть полезен для преподавателей, аспирантов и студентов технических вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.892

В.Г. Круцило, Н.Б. Кротинов, А.В. Карпов, О.В. Никишов
(Самарский государственный технический университет)
E-mail: ruslogos@gmail.com

Проектирование новой конструкции камеры охлаждения для установки термопластического упрочнения и экспериментальные сравнения эффективности упрочнения образцов из сплава ХН77ТЮР в кольцевом спрейере и в новой конструкции камеры охлаждения

Установлено, что новая конструкция камеры охлаждения способствует эффективному сбиванию паровой рубашки, препятствующей формированию благоприятного напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя ответственных деталей газотурбинных двигателей

Ключевые слова: *термопластическое упрочнение, камера охлаждения.*

The new chamber design promotes efficient cooling knocking steam jacket, the formation of a favorable stress-strain state of the surface layer of critical parts of gas turbine engines are stated.

Keywords: *thermoplastic strengthening, camera cooling.*

Способ *термопластического упрочнения* (ТПУ) получил широкое распространение в авиационной и, что немало важно, в условиях современных рыночных отношений, в газодобывающей промышленности.

Установка для ТПУ лопаток *газотурбинных двигателей* (ГТД) предназначена для поверхностной упрочняющей обработки рабочих лопаток ГТД, заключающейся в нагреве детали до температуры начала термопластических деформаций с последующим резким (спрейерным) охлаждением.

Известна установка для ТПУ лопаток [1], показанная на рис. 1, недостатком которой является кольцевой спрейер *21*, так как отверстия для подачи охлаждающей жидкости в нем не регулируются, а сверлятся под углом от 0 до 45°. Как показали испытания, этого не достаточно для оптимальных условий упрочнения лопаток второй ступени газоперекачивающего агрегата ГТК-10-4, масса которых составляет порядка 1,5 кг. Замер массы лопатки производили на электронных весах модели ENERGY EN-405 (рис. 2).

Целью создания новой камеры охлаждения установки для ТПУ является повышение сопротивления усталости за счет обеспечения равномерности формирования сжимающих остаточных напряжений заданного уровня в поверхностном слое лопатки.

Разработана новая конструкция камеры охлаждения (рис. 3) установки для ТПУ [2], позволяющая осуществить всесторонний доступ к упрочняемой поверхности ответственных деталей, таких как лопатки ГТД, состоящая из корпуса установки для упрочнения *1*; спрейерных решеток *2*; манометра *3*; датчика температуры охлаждающей жидкости *4*; прибора, регистрирующего температуру охлаждающей жидкости *5*; направляющих для фиксации угла наклона нижних спрейерных решеток охлаждения *6*; салазок для перемещения верхних спрейерных решеток охлаждения *7*; насадок, регулирующих размеры отверстий решеток охлаждения *8*; упрочняемой детали (лопатки) *9*.

Принцип работы камеры охлаждения: упрочняемая деталь, например лопатка ГТД, свободно падает в вихревой поток охлаждающей жидкости, подающий-

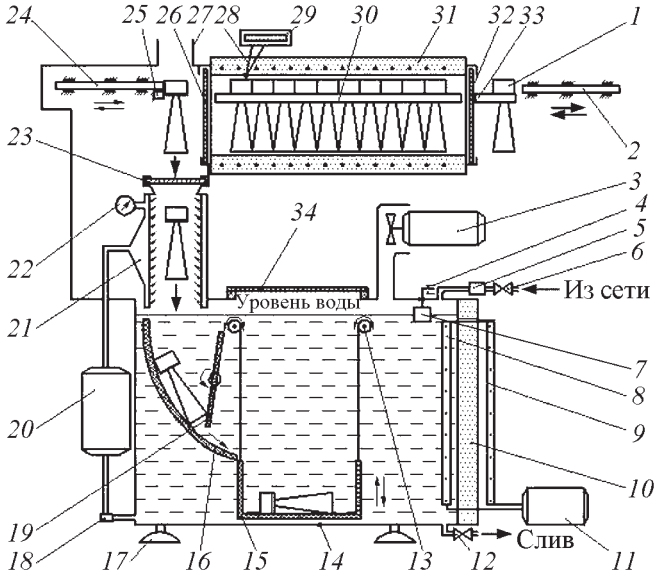


Рис. 1. Схема установки для ТПУ:
1 – деталь; *2* – толкатель; *3* – вентилятор; *4* – конечный выключатель; *5* – фильтр; *6*, *12* – кран; *7* – поплавок; *8* – испаритель; *9* – конденсатор; *10* – теплоизоляция; *11* – компрессор; *13* – блок; *14* – емкость; *15* – контейнер; *16* – эластичный склиз; *17* – виброопора; *18* – фильтр; *19* – эластичный толкатель; *20* – насос высокого давления; *21* – кольцевой спрейер; *22* – манометр; *23* – задвижка; *24* – захват; *25* – неподвижный упор; *26*, *32* – задвижка; *27* – отводная труба; *28* – термопара; *29* – температурное реле; *30*, *33* – направляющая; *31* – электропечь; *34* – крышка люка

ся под давлением от 0,5 до 1,5 МПа, которое определяется массой упрочняемой лопатки. Необходимое давление контролируется с помощью манометра *3*. В зависимости от формы и размеров упрочняемой лопатки спрейерные решетки можно регулировать,

Рис. 2. Замер массы лопатки второй ступени газоперекачивающего агрегата ГТК-10-4 на электронных весах мод. ENERGY EN-405

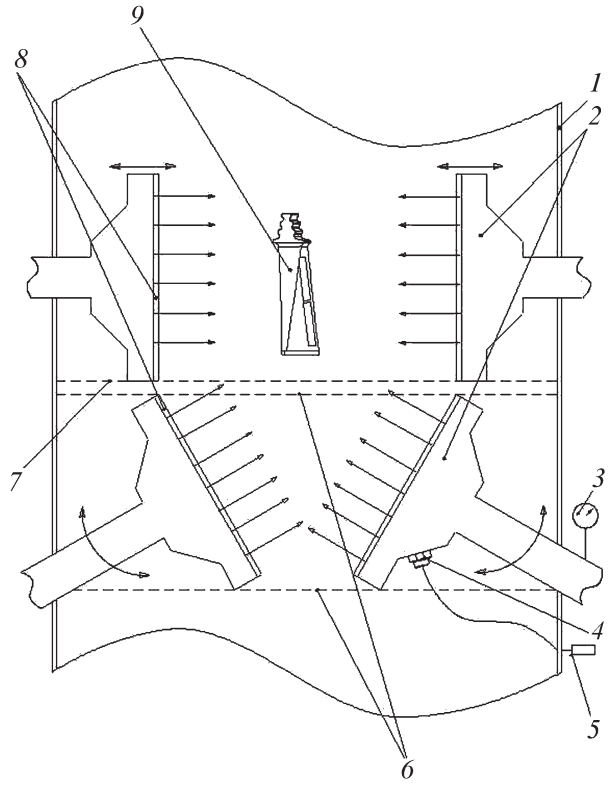


Рис. 3. Камера охлаждения

верхние с помощью салазок *7*, нижние – направляющих для фиксации угла наклона *6*.

Для эффективного сбивания охлаждающей жидкостью паровой рубашки с упрочняемой поверхности детали необходимо достичь эффекта задержки детали между спрейерными решетками *2*. Для этого нижние спрейерные решетки с помощью направляющих для фиксации угла наклона *6* способны изменять угол наклона струй от 0 до 75°, что определяется в зависимости от размеров и конфигурации детали эмпирическим путем.

В конструкцию спрейерных решеток входят насадки, регулирующие размеры отверстий решеток охлаждения *8*, с помощью которых регулируется объем подаваемой охлаждающей жидкости. Варианты отверстий спрейерных решеток могут иметь различную форму (треугольную, трапециевидную, круглую, прямоугольную и др.). Насадка, регулирующая размеры отверстий решеток охлаждения (в данном случае форма отверстия решетки охлаждения треугольная), изображена на рис. 4. Размеры отверстий решеток охлаждения, регулируемые насадкой, изменяются от 0,5 до 3 мм по высоте в зависимости от формы, габаритных размеров, массы упрочняемых лопаток.

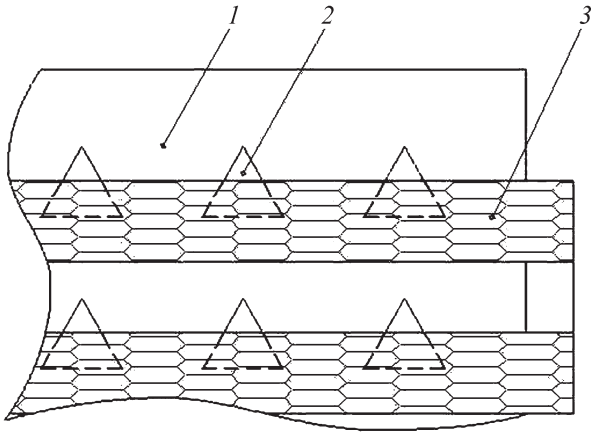


Рис. 4. Насадка, регулирующая размеры отверстий решеток охлаждения:
1 – решетка спрейера; *2* – отверстия спрейерной решетки; *3* – насадка

Экспериментальное сравнение эффективности упрочнения в кольцевом спрейере и в камере охлаждения установок для ТПУ [1, 2] производили следующим образом. Образцы, изготовленные из материала ХН77ТЮР (ЭИ437Б), размером 100×10×2 мм, были подвергнуты отжигу для снятия внутренних напряжений. Нагрев при отжиге осуществляли до температуры (600+20) °С в течение 4 ч и охлаждение с печью.

Упрочнение образцов проводили на установках ТПУ [1, 2]: температура нагрева лопаток – (700+50) °С; выдержка в муфельной печи – (30+5) мин; давление в системе охлаждения (0,5+0,1) МПа [3]. Образцы 1, 3, 5 охлаждали в кольцевом спрейере *21* (см. рис. 1) в установке для ТПУ [1], образцы 2, 4, 6 – в камере охлаждения (см. рис. 3) в установке для ТПУ [2].

Далее был произведен замер прогиба образцов до и после упрочнения на индикаторной стойке индикатором часового типа с ценой деления 0,01 мм. Результаты измерений приведены в таблице.

В результате прогиб образцов № 2, 4, 6 оказался в среднем в 2,45 раза выше, чем образцов № 1, 3, 5 (рис. 5, см. с. 4 обложки).

Суть данного исследования заключается в том, что чем больше интенсивность охлаждения и уровень остаточных напряжений, приводящих к изгибу, тем выше прогиб образцов.

Таким образом, интенсивность охлаждения деталей в новой камере охлаждения выше, чем в кольцевом спрейере, что и привело к большему прогибу упрочненных образцов № 2, 4, 6 (см. рис. 5, с. 4 обложки) и, как следствие, к формированию более высокого уровня остаточных сжимающих напряжений.

Преимущества новой конструкции камеры охлаждения:

1. Унифицированность конструкции.
2. Простота технического обслуживания и ремонта.
3. Всесторонний доступ к охлаждаемой детали.
4. Увеличение угла наклона струй охлаждающей жидкости на 30° способствует эффекту "задержки" упрочняемой лопатки массой до 1,5 кг в камере охлаждения, что позволяет равномерно распределить сжимающие остаточные напряжения во всем поверхностном слое упрочняемой лопатки.
5. Накладные конструкции и регулировка спрейерных решеток способствуют эффективному сбиванию паровой рубашки, препятствующей формированию благоприятного напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя, и позволяют упрочнять все поверхности деталей разнообразной формы и размеров с одинаковым более высоким качеством и избежать концентраторов напряжений.

Результаты измерений прогиба образцов

№ образца	Способ охлаждения	Прогиб в контрольной точке до упрочнения, мм	Прогиб в контрольной точке после упрочнения, мм	Разность в прогибе до и после упрочнения Δ, мм
1	Кольцевым спрейером	1,46	2,1	0,64
2	Камерой охлаждения	1,355	3,77	2,415
3	Кольцевым спрейером	1,46	2,20	0,74
4	Камерой охлаждения	1,25	4,54	3,29
5	Кольцевым спрейером	1,12	3,26	2,14
6	Камерой охлаждения	2,35	5,55	3,2

Выводы

1. Использование в установке для ТПУ новой конструкции каме-

ры охлаждения способствует проведению процесса ТПУ крупногабаритных деталей, например лопаток второй ступени газоперекачивающего агрегата ГТК-1-4, масса которых составляет 1,5 кг.

2. Полученные результаты проведенного эксперимента свидетельствуют о том, что интенсивность охлаждения деталей в новой камере охлаждения выше, чем в кольцевом спрейере.

3. В поверхностном слое образцов, упрочненных на установке с новой камерой охлаждения, происходит формирование остаточных сжимающих напряжений более высокого уровня в сравнении с остаточными сжимающими напряжениями, сформированными в поверхностном слое образцов упрочненных на установке с кольцевым спрейером.

4. Использование накладных конструкций и дополнительной регулировки спрейерных решеток в новой камере охлаждения установки для ТПУ позволяет упрочнять всю поверхность лопатки с одинаковым более высоким качеством и избежать концентраторов напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2258086 РФ,** МПК[7] C 21 D 9/00, C 21 D 1/62. Способ термопластического упрочнения деталей и установка для его осуществления / Круцило В.Г., заявл. 17.12.03; опубл. 10.08.05, Бюл. № 22.

2. **Пат. 2170272 РФ,** МПК[7] C 21 D 9/00, C 21 D 1/61, C 21 D 1/10. Установка для термопластического упрочнения лопаток / Кравченко Б.А., Росеев Н.И., Круцило В.Г. и др.; заявл. 27.11.00; опубл. 10.07.01, Бюл. № 19.

3. **Кравченко Б.А., Круцило В.Г., Гутман Г.Н.** Термопластическое упрочнение – резерв повышения прочности и надежности деталей машин: монография. Самара: Самарский ГТУ, 2000. 216 с.

Уважаемые читатели!

Открывается подписка на научно-технический и производственный журнал

"НАНОИНЖЕНЕРИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **79280**, "Пресса России" – **39534**, "Почта России" – **10817**

Журнал начинает выходить со II полугодия 2011 г.

Подписку на журнал можно оформить в любом отделении связи
или непосредственно в издательстве по адресу:
Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4
ООО "Издательство Машиностроение"

Тел.: *(499) 269-66-00* (отдел реализации), *(499) 269-54-96* (редакция)
e-mail: realiz@mashin.ru

Статьи и рекламные материалы для журнала можно присылать
по e-mail: nanoeng@mashin.ru

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 03.03.11 г. Подписано в печать 12.05.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,59. Заказ 277. 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

Отчет о конференции "Новые стали для машиностроения и их термическая обработка"

13–15 апреля 2011 г. ***г. Тольятти***

13–15 апреля 2011 года в г. Тольятти состоялась научно-техническая конференция "Новые стали для машиностроения и их термическая обработка", организованная ОАО "АВТОВАЗ" при участии ИМЕТ им. А.А. Байкова, Московского автомобильно-дорожного государственного технического университета (МАДИ), ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Тольяттинского государственного университета.

В работе конференции приняли участие представители из 25 городов России, Беларуси и Украины. Среди докладчиков были представители учебных вузов: Московского автомобильно-дорожного государственного технического университета (МАДИ), Московского института стали и сплавов, Пермского государственного технического университета, Тольяттинского государственного университета, Магнитогорского государственного университета, Самарского государственного технического университета, Запорожской государственной инженерной академии, Уфимского государственного авиационного технического университета.

Представлены доклады из научно-исследовательских институтов: ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Физико-технического института НАН Беларуси, УКРНИИспецсталь и др.

Активное участие в работе конференции приняли промышленные предприятия ОАО "АВТОВАЗ", "КАМАЗ", ООО "Композит" (г. Нижний Тагил), Магнитогорский металлургический комбинат, Вологодская подшипниковая корпорация, ООО "Автопромтермообработка" (г. Курган), ОАО ЗМЗ (г. Златоуст), ООО "ЛАС МЕТ" (г. Челябинск), ЗАО "Проминструмент" (г. Москва), НЛМК (г. Липецк), ОАО "Северсталь" (г. Череповец). Всего было заявлено 72 доклада, из них заслушали 6 пленарных и 26 секционных докладов.

С пленарными докладами выступили д-р техн. наук А.К. Тихонов ОАО "АВТОВАЗ", канд. техн. наук В.Г. Азизбекян ОАО "АВТОВАЗ", д-р техн. наук, профессор Л.Г. Петрова (МАДИ), Засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, профессор Л.М. Капуткина (МИСиС), д-р техн. наук И.Г. Родионова (ЦНИИЧермет), д-р техн. наук, профессор Л.Р. Ботвина (ИМЕТ РАН).

В рамках конференции работали секции по химико-термической обработке, по теории и технологии обработки автолистовых, конструкционных и инструментальных сталей, по термической и термомеханической обработке сталей и изделий из них. Лучшие доклады были отмечены призами оргкомитета. После заседания для участников конференции была организована экскурсия по термическим цехам ОАО "АВТОВАЗ".

Главным итогом конференции "Новые стали для машиностроения и их термическая обработка" явилось выработанное решение, в котором признан важным обмен опытом специалистов в области металловедения и термической обработки, работающих на различных предприятиях металлургии и машиностроения, в исследовательских учреждениях и вузах.

Участники конференции отметили прогресс в области разработки новых сталей, способов упрочнения, методов оценки и контроля качества металлопродукции. Вместе с тем отмечена недостаточность обмена информацией между специалистами смежных областей науки и производства, что замедляет развитие и внедрение инновационных технологий.

Важной задачей является и подготовка новых кадров для работы в металлургии и машиностроении.

По итогам проведения конференции ее участники приняли следующие рекомендации:

• Улучшать качество подготовки специалистов путем усиления связи между промышленными предприятиями и вузами, в частности путем восстановления существовавшей ранее системы организации студенческих практик на промышленных предприятиях.

• Развивать междисциплинарные исследования в области металловедения, прочности и конструирования.

• Провести системный анализ аварийных разрушений и создать банк данных по аварийным разрушениям в различных отраслях промышленности.

• Для координации исследований и обмена опытом промышленного производства считать полезным создание координационного совета по металловедению и термической обработке в металлургии и машиностроении. Обязанности по организации координационного совета по металловедению и термической обработке в металлургии и машиностроении возложить на председателя оргкомитета А.К. Тихонова.

• Проводить конференцию "Новые стали для машиностроения и их термическая обработка" регулярно, с периодичностью три года.