

Технология Оборудование Инструменты Материаловедение

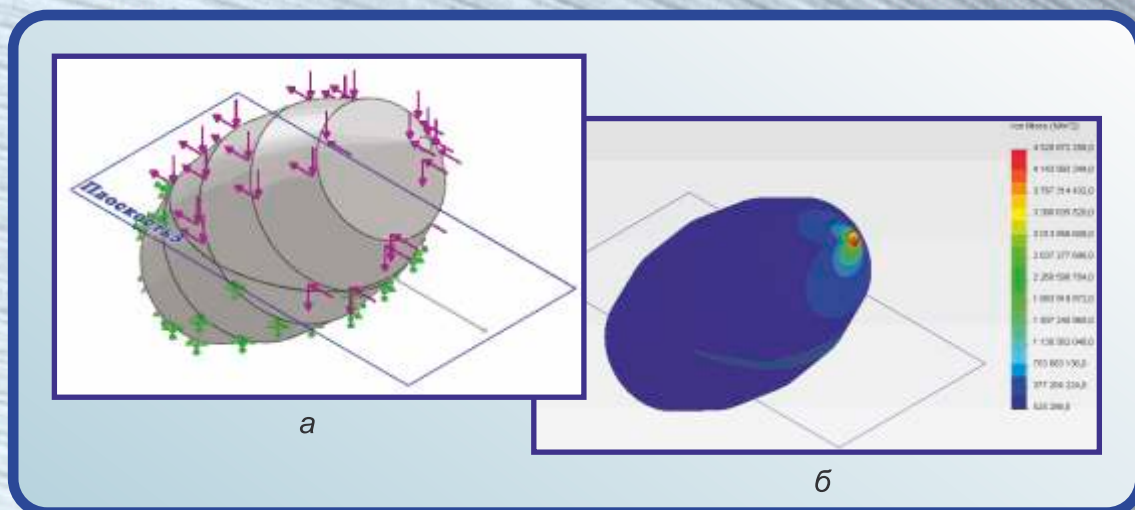


Схема нагружения (а) и картина напряжений (б) в модели
шлифовального зерна 13A40H с $K_f=2,4$
и углом ориентации $\theta=45^\circ$ до $1/2L$

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

№ 3(56)/2012

технология • оборудование • инструменты
научно-технический и производственный журнал

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

Пустовой Николай Васильевич – ректор НГТУ, профессор, доктор технических наук, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике

Члены совета

Анисименко Г.Е., директор производственно-технологической фирмы «Сигма-инструмент»; **Атапин В.Г.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Афанасьев В.К.**, академик РАН, профессор, д.т.н., СибГИУ; **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», к.т.н.; **Батаев А.А.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Батаев В.А.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Буров В.Г.**, профессор, к.т.н., НГТУ; **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор»; **Кирсанов С.В.**, профессор, д.т.н., ТПУ; **Коган Б.И.**, академик РАН, профессор, д.т.н., КузГТУ; **Коротков А.Н.**, академик РАН, профессор, д.т.н., КузГТУ; **Кудряшов Е.А.**, профессор, д.т.н., Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ; **Овчаренко А.Г.**, профессор, д.т.н., БТИ АлтГТУ; **Рахимьянов Х.М.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Сараев Ю.Н.**, профессор, д.т.н., ИФПМ СО РАН; **Смольников Н.Я.**, профессор, д.т.н., ВолгГТУ; **Суслов А.Г.**, профессор, д.т.н., Засл. деятель науки и техники РФ, БрянГТУ

Журнал входит в *Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий*, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук (решение Президиума Высшей аттестационной комиссии Минобрнауки России от 19 февраля 2010 года № 6/6)

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ОАО НПП и ЭИ «Оргстанкинпром»
ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный
технический университет»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Атапин Владимир Григорьевич – профессор,
доктор технических наук

Буров Владимир Григорьевич – профессор,
кандидат технических наук
(технология, материаловедение)

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук
(оборудование, инструменты)

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

Журнал реферирован в ВИНТИ

Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 05.04.2006 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-23961

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 274, Атапин В.Г.

Тел. (383) 346-17-77

E-mail: obrmet@ngs.ru

www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания)

Цена свободная

*Перепечатка материалов из журнала
«Обработка металлов» возможна при обязательном
письменном согласовании с редакцией журнала;
ссылка на журнал при перепечатке обязательна.*

*За содержание рекламных материалов
ответственность несет рекламодатель.*

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Черномас В.В., Химухин С.Н., Саликов С.Р., Коновалов А.В. Моделирование процесса деформации при получении алюминиевой полосы совмещенным методом литья и деформации металла	5
Демин А.А., Титов И. А. Использование пластически деформируемых элементов при сборке соединений с натягом	12
Разманова Т.И., Митин С.Г., Бочкарёв П.Ю. Формирование рациональных комплектов технологической оснастки для оборудования сверлильной группы	16
Сергеев А.С., Зайцева Н.Г., Плотников А. Л. Математическая модель формирования шероховатости поверхности при точении сталей на основе оперативного сигнала термоЭДС	20
Иванов В.А., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С. Моделирование процесса проволочно-вырезной электроэрозионной обработки пакетированных заготовок	24
Татаркин Е.Ю., Анзыряев Р.А. Взаимосвязь геометрических параметров инструмента и качества изготовления узла крепления методом пластического сверления ...	27
Рахимьянов Х.М., Красильников Б. А., Гаар Н.П., Журавлев А.И., Локтионов А.А. Установка для исследования материалов в условиях лазерно-электрохимической обработки комбинированным излучением.....	30
Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С. Технологическое обеспечение геометрических параметров качества поверхности при ультразвуковом пластическом деформировании	33
Рахимьянов Х.М., Красильников Б.А., Рахимьянов К.Х., Еремина А.С. Модернизация оборудования для электроалмазного шлифования изделий из аморфных и нанокристаллических сплавов	37
Рахимьянов Х.М., Красильников Б.А., Ямпольский В.В., Марфелёв А.А., Конев А.Ю. Электрохимическое растворение стали 110Г13Л	40

ОБОРУДОВАНИЕ, ИНСТРУМЕНТЫ

Коротков В.А., Минкин Е.М. Исследование геометрических и прочностных характеристик ориентированных шлифовальных зерен	42
Абанин В.А., Ромашев А.Н., Беломытцев В.В., Десятов Н.И. Обоснование выбора упругого элемента измерительной оснастки для диагностирования режущих элементов модульного инструмента	48
Симсиве Д.Ц., Симсиве Ж.В., Кутышкин А.В. Прогнозирование усталостного разрушения твердосплавного режущего инструмента при механической обработке... ..	52

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Багаев И.А., Журавина Т.В., Руктуев А.А., Ленивцева О. Г., Ромашова Ю.Н. Структурные исследования покрытий системы «титан-тантал», полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки	56
Тюрин А.Г., Прохов Д.Н., Руктуев А.А. Создание градиентной структуры в твердом сплаве ВК20 при оплавлении на поверхности порошковой смеси ВК6 лазерным лучом	60

TECHNOLOGY

Chernomas V.V., Himuhin S.N., Salikov S.R., Konovailov A.V. Modeling of the deformation process in obtaining an aluminum strip casting method and the combined deformation of the metal	5
Demin A.A., Titov I.A. Using plastically deformable element in building connections with interference	12
Razmanova T.I., Mitin S.G., Bochkarev P. Yu. Formation of the rational sets of manufacturing tool for the equipment of drilling group	16
Sergeev A.S., Zaitseva N.G., Plotnikov A.L. The mathematical model of the surface roughness formation at turning of steels based on the operational signal thermoEMF	20
Ivanov V.A., Ablyaz T.R., Shlikov E.S. Modeling of stack wire electrical discharge machining	24
Tatarkin E. Y., Anzyryaev R. A. Relationship of geometrical parameters of quality tools and manufacturing unit drilling mounting method of plastic	27
Rakhimyanov K.M., Krasilnikov B.A., Gaar N.P., Zhuravlev A.I., Loktionov A.A. Installation for studying materials under Laser-electrochemical treatment combined radiation	30
Rakhimyanov Kh. M., Semenova Y. S. Technological support of geometrical parameters of surface quality with ultrasonic plastic deformation	33
Rakhimyanov Kh. M., Krasilnikov B. A., Rakhimyanov K. Kh., Eremina A.S. Modernization of equipment for electrodiamond grinding of products of amorphous and nanocrystalline alloys	37
Rakhimyanov Kh.M., Krasilnikov B.A., Yampolskiy V.V., Marfelev A.A., Konev A.Y. Electrochemical dissolution of steel 110G13L	40

EQUIPMENT, INSTRUMENTS

Korotkov V.A., Minkin E.M. Geometrical and solidity parameters research of the orientated abrasive grains	42
Abanin V.A., Romashev A.N., Belomytsev V.V., Desyatov N.I. Measuring equipment for diagnosing cutting elements of the modular tool	48
Simsive D.C., Simsive J.V., Kutyshkin A.V. Prediction of fatigue failure of the cutting tool with carbide cutting inserts at orthogonal turning	52

MATERIAL SCIENCE

Bataev I.A., Zhuravina T.V., Ruktuev A.A., Lenivtseva O.G., Romashova Y.N. Structural investigation of «titanium-tantalum» coatings obtained by non-vacuum electron beam cladding	56
Tyurin A.G., Prohov D.N., Ruktuev A.A. Creation of gradient structure in the hard alloy wc20 after melting of the powder mixture “WC 94% - Co 6%» by the laser beam ...	60

Балахнин А.Н., Костюк Д.А., Панов Д.О., Никулина А.А., Ромашова Ю.Н. Механические свойства конструкционной низкоуглеродистой стали 10Х3Г3МФ после холодной пластической деформации методом радиальнойковки	64	Balakhnin A.N., Kostuk D.A., Panov D.O., Nikulina A.A., Romashova Yu.N. Mechanical properties of constructional low carbon steel 10Cr3Mn3MoV after cold plastic deformation by radial forging method	64
Мартюшев Н.В., Плотникова Н.В., Скиба В.Ю., Попелюх А.И., Семенов И.В. Влияние скорости охлаждения бронзы БРОС10-10 на структуру, фазовый состав и циклическую долговечность отливок	67	Martyushev N.V., Plotnikova N.V., Skeebe V.Yu., Popelyuh A.I., Semenov I.V. Influence of bronze C93700 cooling speed on structure, phase structure and cyclic durability of foundry	67
Фирхова Е.Б., Попова Н.А., Лямина Г.В., Даулет М., Смирнов А.И., Курзина И.А. Влияние легирования ионами алюминия на структурно-фазовое состояние и коррозионные свойства ультрамелкозернистого титана. Часть 1. Элементный состав и структурно-фазовое состояние	71	Firhova E.B., Popova N.A., Lyamina G.V., Daulet M., Smirnov A.I., Kurzina I.A. Influence of the doping of aluminium atoms on the structural state, phase composition and corrosion properties of the titanium in ultrafine state. Part 1. Elemental composition and a structural-phase state ...	71
Легостаева Е.В., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Лямина Г.В., Козырева В.С., Смирнов А.И., Батаев В.А. Влияние структурного состояния титана и циркония и кальций-фосфатных покрытий на их поверхности на коррозионное поведение в агрессивной среде	75	Legostaeva E.V., Eroshenko A.Yu., Sharkeev Yu.P., Lyamina G.V., Kozyreva V.S., Smirnov A.I., Bataev V.A. Influence of structural state of titanium and zirconium and calcium-phosphate coating on their surface on behavior in corrosive medium	75
ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ФЦП		FEDERAL TARGET PROGRAMME RESEARCH	
Козулин А.А., Кульков С.С., Кинеловский С.А., Кедринский В.К., Веселов С.В., Руктуев А.А., Кульков С.Н. Особенности формирования структуры при кумулятивном нанесении покрытий, содержащих многослойные углеродные нанотрубки, на титановые подложки	80	Kozulin A.A., Kulkov S.S., Kinelovsky C.A., Kedrinsky V.K., Veselov S.V., Ruktuev A.A., Kulkov S.N. Features of structure formation in the cumulative coatings on titanium substrates containing multilayer carbon nanotubes	80
Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Козлов Э. В., Конева Н.А., Попова Н.А., Чегошев А.А. Исследование структурного состояния металла разрушенного ротора паровой турбины	84	Smirnov A.N., Ababkov N.V., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Chegoshev A.A. The research of metal structure condition of steam turbine's destroyed rotor	84
Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Пискаленко В.В., Павлюкова Д.В., Ярцев П.С. Структура и фазовый состав электроэрозсионстойких покрытий системы TiB ₂ -Cu, сформированных методом электровзрывного напыления	87	Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Piskalenko V.V., Pavlyukova D.V., Yartsev P.S. The structure and phase composition of the coating system TiB ₂ -Cu by means electrical explosive treatment	87
Балахнин А.Н., Вагин Р.А., Панов Д.О., Смирнов А.И., Морева Н.А. Структурообразование конструкционной низкоуглеродистой стали при комплексной механотермической обработке на этапе холодной пластической деформации методом радиальнойковки	92	Balakhnin A.N., Vagin R.A., Panov D.O., Smirnov A.I., Moreva N.A. In this study processes of structure evolution and properties anisotropy of low carbon steel 10Cr3Mn3MoV by integrated thermo-mechanical method in the radial forging machine's deformation stage were introduced	92
Беляев В.Н., Теплых А.М., Разумаков А.А. Оценка влияния вязкости технологической жидкости при обкатывании на свойства поверхности	95	Belyaev V.N., Teplyh A.M., Razumakov A.A. Assessment of influence viscosity of technological liquid at rolling on properties of the surface	95
Беляев В.Н., Ножкин И.С., Хамрителев С.С., Головин Е.Д., Бутыленкова О.А. Модификация поверхности при обкатывании с гидроприводом	97	Belyaev V.N., Nozhkin I.S., Khamritelev S.S., Golovin E.D., Butilenkova O.A. Modification surface at rolling with drive	97
Лобунец А.В., Беляев В.Н., Белоусова Н.С., Муль Д.О. Обеспечение качества электрохимических никелевых покрытий, применяемых при производстве абразивного инструмента на металлической связке	100	Lobunets A.V., Belyaev V.N., Belousova N.S., Mul' D.O. Ensuring quality of electrochemical nickel coatings applied by production of the abrasive tool on the metal sheaf	100
Мартюшев Н.В., Мельников А.Г., Веселов С.В., Терентьев Д.С., Семенов И.В. Режимы активации порошков меди и оксида алюминия в шаровой мельнице	103	Martyushev N.V., Melnikov A.G., Veselov S.V., Terentyev D.S., Semenov I.V. Activation modes of copper and aluminum oxide powders in a spherical mill	103
Козлюк А.Ю., Курепин М.О., Тюрин А.Г. Исследование влияния комбинированной магнитно-импульсной обработки на структуру и свойства хромовых и никелевых покрытий	107	Kozluk A.Yu., Kuperin M.O., Turyrin A.G. Research of influence of the combined magnitno-pulse processing on structure and properties of chromic and nickel coverings	107

Махалов М.С. Расчетные модели остаточных напряжений поверхностного слоя после упрочнения способами поверхностного пластического деформирования 110	Mahalov M.S. The surface layer residual stresses tensor prediction models after hardening by surface layer plastic deformation methods 110
Игнатов М.Н., Игнатова А.М., Наумов С.В., Корниенко Е.Е., Чумаченко А.Ю. Исследование зависимости коэффициентов термического расширения металла шва и сварочных шлаков от температуры в диапазоне 100...1000 °С 116	Ignatov M.N., Ignatova A.M., Naumov S.V., Kornienko E.E., Chumachenko A.Yu. Research of dependence of temperature-expansion coefficients of metal seam and welding slags from temperature in range 100 – 1000 °С... 116
Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В., Веселов С.В., Толмачев А.И., Химич М.А. Исследование взаимодействия серпентина с железом при формировании покрытий на поверхности стальных деталей 120	Kovalevskaya Zh.G., Uvarkin P.V., Veselov S.V., Tolmachov A.I., Himich M.A. Investigation of interaction serpentine with iron at forming a coating on the surface of steel parts 120
Кульков С.С., Козулин А.А., Кинеловский С.А., Кульков С.Н., Гонтаренко А.С. Формирование структуры покрытий из смесей, содержащих соли вольфрама и кобальта, при их кумулятивном нанесении на титановые подложки 124	Kulkov S.S., Kozulin A.A., Kinelovsky S.A., Kulkov S.N., Gontarenko A.S. Formation of the coatings obtaining from mixtures of cobalt and tungsten salts with the using cumulative treatments on the titanium substrates 124
Куляшова К.С., Шаркеев Ю.П., Батаев В.А., Ложкин В.С., Фортуна С.В. Микроструктура кальций-фосфатного покрытия, полученного при микродуговой обработке поверхности циркония 127	Kulyashova K.S., Sharkeev Yu.P., Bataev V.A., Lozhkin V.S., Fortuna S.V. Microstructure of the calcium-phosphate coating formed on the zirconium surface by micro-arc technology 127
Магаев О.В., Мамонтов Г.В., Крейкер А.А., Князев А.С., Леонова Е.В., Макарова Е.Б. Функциональные материалы на основе высокодисперсного серебра, нанесенного на поверхность носителя силикатно-фосфатной природы 132	Magaev O.V., Mamontov G.V., Kreyker A.A., Knyazev A.S., Leonova E.V., Makarova E.B. Functional materials based on highly dispersed silver, deposited on the surface of the carrier silicate-phosphate nature 132
Назаров И.В., Собачкин А.В., Яковлев В.И., Ситников А.А., Муль Д.О., Ленивцева О.Г. Структура и свойства многокомпонентного механоактивированного базальтового порошка и покрытий на его основе 137	Nazarov I.V., Sobachkin A.V., Yakovlev V.I., Sitnikov A.A., Mul D.O., Lenivtseva O.G. Structure and properties of multicomponent mechanoactivated basalt powder and coating on its basis 137
Собачкин А.В., Назаров И.В., Яковлев В.И., Ситников А.А., Ярцев П.С. Морфология покрытий из многокомпонентных, предварительно механоактивированных порошков СВС-композитов 141	Sobachkin A.V., Nazarov I.V., Yakovlev V.I., Sitnikov A.A., Yartsev P.S. Morphology of the coatings from multi previously mechanically activated SHS-composite powders 141
Крейкер А.А., Харламова Т.С., Мамонтов Г.В., Магаев О.В., Князев А.С., Огнев А.Ю. Структура активного компонента Pt/SiO ₂ и Pt/P ₂ O ₅ /SiO ₂ катализаторов, синтезированных методом золь-гель 145	Kreyker A.A., Kharlamova T.S., Mamontov G.V., Magaev O.V., Knayzev A.S., Ognev A.Yu. Structure of active component and Pt/SiO ₂ Pt/P ₂ O ₅ /SiO ₂ catalysts synthesized by sol-gel 145
Рычков Д.А., Янышкин А.С., Лобанов Д.В., Базаркина В.В. Совершенствование технологии формования высокопрочных стекловолоконистых композиционных материалов на полимерной основе 150	Rychkov D.A., Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Bazarkina V.V. Perfection of technology of formation of the form of high-strength glass-fiber composite materials on the polymeric basis 150
Медиакит 154	Media kit 154
Правила для авторов 156	Rules for authors 156

Корректор *Л.Н. ВЕТЧАКОВА*
 Художник-дизайнер *А.В. ЛАДЫЖСКАЯ*
 Компьютерная верстка *В.Н. ЗЕНИНА*

Подписано в печать 24.09.12. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 19,5. Уч.-изд. л. 36,27. Изд. № 178. Заказ 1300. Тираж 1000 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

УДК 669.18.046:621.74.047

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ АЛЮМИНИЕВОЙ ПОЛОСЫ СОВМЕЩЕННЫМ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА*

*В.В. ЧЕРНОМАС, доктор техн. наук, доцент
(ИМиМ ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)*

*С.Н. ХИМУХИН, доктор техн. наук, профессор
(ИМ ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск)*

С.Р. САЛИКОВ, аспирант

(ИМиМ ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)

*А.В. КОНОВАЛОВ, доктор техн. наук, профессор
(ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург)*

Статья получена 22 мая 2012 года

Черномас В.В. – 681005, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Metallургов, 1,
Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, e-mail: userman10@mail.ru

Приводятся данные экспериментального исследования процесса деформирования металла в кристаллизаторе установки горизонтального литья и деформации металла. Представлена линейная модель, описывающая величину усилия деформирования в зависимости от технологических параметров процесса. Предложена методика оценки длины деформируемого клина при непрерывном процессе получения полосы из расплава технического алюминия марки А7.

Ключевые слова: установка горизонтального литья и деформации металла, граница твердой фазы, усилия деформирования.

Введение

Основной особенностью изготовления металлоизделий совмещенным методом литья и обработки металла давлением с использованием установки горизонтального литья и деформации металла (УГЛДМ) является то, что процесс деформирования металла подвижными боковыми стенками кристаллизатора начинается в твердожидком состоянии, а формирование требуемого профиля поперечного сечения (калибрование) – в твердом [1]. Поскольку процесс реализуется в непрерывном режиме, то металл в различных областях кристаллизатора УГЛДМ одновременно находится в трех состояниях – жидком, твердожидком и твердом. Величина каждой из областей кристаллизатора, в которой металл находится в том или ином состоянии, характеризуется ее протяженностью по длине кристаллизатора. Центральная часть (область подвода расплавленного металла) L – область жидкого металла, калибрующая часть S – область твердого металла. Промежуточная часть $L + S$ – область твердожидкого металла (рис. 1).

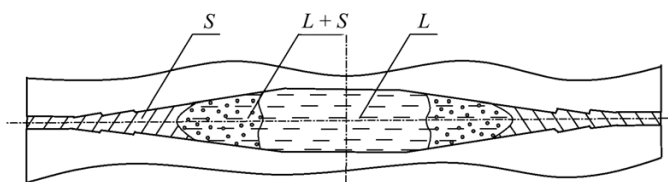


Рис. 1. Распределение фаз металла по областям кристаллизатора УГЛДМ:

S – твердая фаза; $L + S$ – твердожидкая фаза; L – жидкая фаза

При этом протяженность каждой из областей по длине кристаллизатора характеризуется распределением температур в этих областях и определяется исходя из температурного критерия устойчивости процесса получения металлоизделий [2].

Из-за технических сложностей и погрешностей измерения температуры в зоне контакта формирующегося металлоизделия с рабочими поверхностями инструмента (подвижными частями кристаллизатора УГЛДМ) не всегда удается определить реальные границы различных областей кристаллизатора при установившемся режиме технологического процесса. Увеличение области твердого металла (смещение

* Работа выполнена при поддержке гранта ДВО РАН №12-И-П25-02 в рамках интеграционного проекта институтов ИМиМ ДВО РАН (грант №12-И-УО-03-005) и ИМАШ УрО РАН (грант 12-С-1-1016) и проекта 12-И-ОЭММПУ-06.

в сторону центра кристаллизатора) вызывает повышение нагрузки на приводные валы стенок кристаллизатора и приводит к увеличению значений степени деформации материала металлоизделия, что в конечном итоге снижает качество металлоизделий и надежность УГЛДМ в целом.

Целью данной работы является разработка методики и проведение на ее основе физического моделирования процесса деформирования формирующегося металлоизделия, которое позволит оценить реальные границы области твердой фазы (величины деформируемого клина) в кристаллизаторе УГЛДМ в ходе технологического процесса и определить усилия деформирования, создаваемые его подвижными стенками.

1. Методика проведения исследований

На рис. 2 представлены внешний вид (а) и принципиальная схема (б) экспериментального стенда УГЛДМ для проведения физического моделирования.

В его состав входят электродвигатель постоянного тока типа Д-22У2 ГОСТ 184-71 мощностью 8 кВт с обратной связью для регулирования частоты вращения вала двигателя, редуктор с четырьмя выходными валами с передаточным числом, равным 2, и рабочая клетка кристаллизатора с приводными валами. В процессе работы крутящий момент от двигателя через редуктор передается на четыре приводных вала рабочей клетки, которые, в свою очередь, приводят в движение четыре стенки кристаллизатора – две боковые, верхнюю и нижнюю. В электрическую цепь двигателя был установлен шунт калиброванный стационарный марки 75ШСМЗ-50А по ТУ 25-04 3104-76, электрический сигнал с которого (напряжение в электрической цепи) поступал на вход аудиокарты Sound Blaster 16 PCI, выполняющей функцию АЦП, после

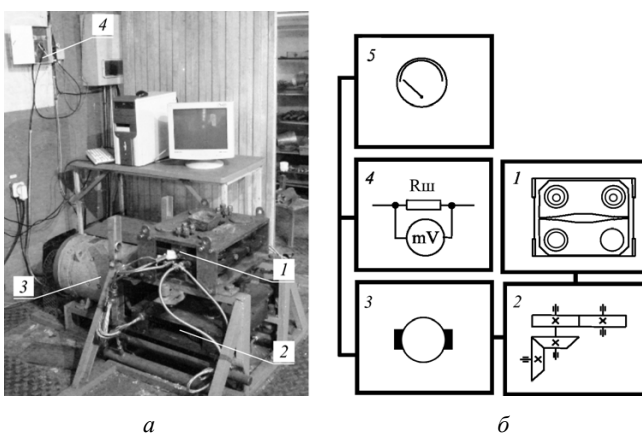


Рис. 2. Внешний вид (а) и принципиальная схема (б) экспериментального стенда УГЛДМ для физического моделирования процесса:

1 – УГЛДМ; 2 – редуктор; 3 – электродвигатель; 4 – шунт;
5 – тахометр

чего он отображался и фиксировался на ПЭВМ с помощью программы PowerGraph 2.1.

В качестве объектов исследования были выбраны два типа клиновидных образцов из технического алюминия марки А7 ГОСТ 11069-2001, отличающихся своими геометрическими размерами (рис. 3).

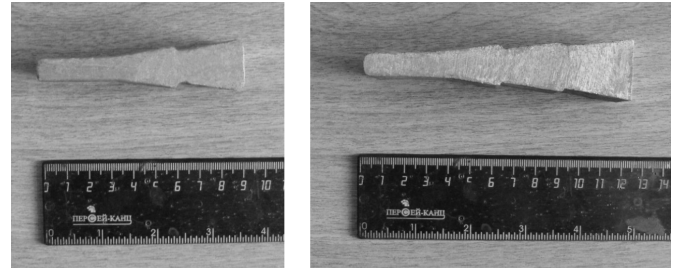


Рис. 3. Внешний вид клиновидных образцов

Форма клина принималась исходя из конфигурации внутренней полости кристаллизатора УГЛДМ в середине цикла обжатия формирующегося металлоизделия, что соответствовало условию симметрии правой и левой части кристаллизатора. Длину клина выбирали из соображений устойчивости процесса изготовления металлоизделия. Максимальная длина клина соответствовала такому положению границы твердой фазы по длине кристаллизатора УГЛДМ, при котором обеспечивается максимально возможная (критическая) степень деформации материала металлоизделия без возникновения дефектов в его структуре и не приводит к снижению размерно-геометрической точности получаемого металлоизделия. Другими словами, выполняются деформационный критерий и критерий качества металлоизделия, которые необходимы для получения устойчивого процесса его изготовления [2]. Минимальная длина клина отвечала такому положению границы твердой фазы по длине кристаллизатора УГЛДМ, при котором обеспечивается отсутствие прорыва жидкой фазы за пределы калибрующей области кристаллизатора.

На рис. 4 представлены внешний вид и схема кристаллизатора УГЛДМ с образцами для испытаний. Известно, что при изготовлении металлоизделий совмещенным методом литья и деформации металла, кроме областей кристаллизатора, в которых металл находится в твердом состоянии, существуют и области кристаллизатора, где металл находится в жидком и твердожидком состоянии.

Для получения достоверных данных о процессе деформирования образцов необходимо было учесть дополнительную нагрузку на двигатель, которую создает сопротивление металла, находящегося в этих областях, на инструмент деформации. Твердую фазу твердожидкого состояния металла моделировали предварительно уплотненной до степени

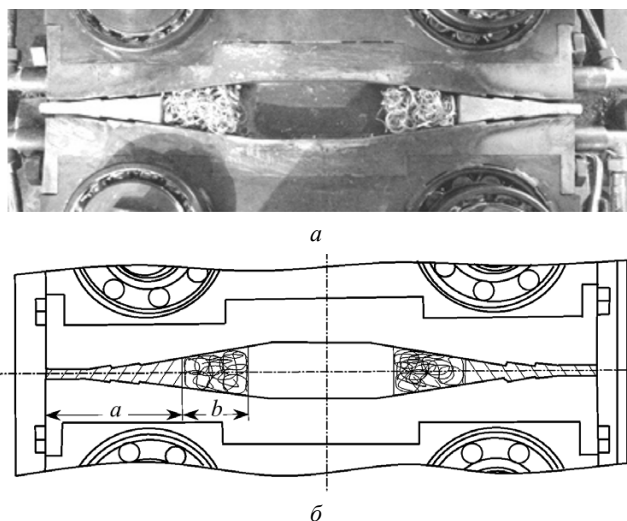


Рис. 4. Внешний вид (а) и схема (б) кристаллизатора УГЛДМ с образцами для исследований

пористости 0,45...0,5 стружкой технического алюминия А7, а жидкую фазу в твердожидком и жидком состоянии – расплавом свинца марки С1 по ГОСТ 3778-98. Величину (протяженность по длине кристаллизатора УГЛДМ) области твердожидкого состояния металла (размер *b*, рис. 4, б) определяли исходя из температурного критерия устойчивости [2] и ранее проведенных экспериментальных исследований температурного режима кристаллизатора УГЛДМ [3, 4].

Экспериментальные исследования проводили следующим образом. Первоначально в определенные участки кристаллизатора УГЛДМ устанавливали клиновидные твердые образцы и образцы из предварительно уплотненной алюминиевой стружки. Затем кристаллизатор УГЛДМ разогревали до требуемой температуры, после чего заполняли кристаллизатор расплавом свинца. После заполнения кристаллизатора расплавом свинца и выдержки в течение 15 с для его проникновения в поры образцов из предварительно уплотненной стружки запускали привод УГЛДМ. В процессе работы УГЛДМ происходит циклическое обжатие клиновидных образцов боковыми стенками кристаллизатора и продвижение верхней и нижней стенками формирующегося металлоизделия в направлении выхода из кристаллизатора.

В пределах одного цикла обжатия усилия деформирования увеличиваются от минимальных до максимальных значений, соответствующих окончанию цикла обжатия образцов. Нарастание усилия деформирования отображается и фиксируется в памяти ПЭВМ с циклом записи 8 мс в виде изменения значений напряжения на калиброванном шунте, установленном в электрической цепи электродвигателя. Для дальнейшего анализа экспериментальных данных полученные значения на-

пряжения сравнивали со значениями напряжения на калиброванном шунте электродвигателя при холостом режиме работы УГЛДМ (внутри кристаллизатора нет образцов).

Частоту вращения вала электродвигателя в процессе деформирования образцов и при холостом режиме определяли с помощью электрического тахометра марки ТЭ-45.

Крутящий момент на валу электродвигателя при известных числах его оборотов определяли через преобразование значений напряжения на калиброванном шунте в значения силы тока якоря двигателя. Для определения механических характеристик по известным электромагнитным характеристикам двигателя пользовались известным отношением электрической и механической постоянных двигателя [5]:

$$C_e/C_m = EI_{\text{я}}/Mn\dot{\eta} = 0,105, \tag{1}$$

где C_e и C_m – соответственно электрическая и механическая постоянные для электродвигателя параллельного возбуждения; E – ЭДС якоря двигателя, В; $I_{\text{я}}$ – сила тока якоря, А; M – крутящий момент на валу двигателя, Н · м; n – число оборотов вала двигателя, об/мин; $\dot{\eta} = 0,886$ – КПД двигателя.

2. Результаты исследований

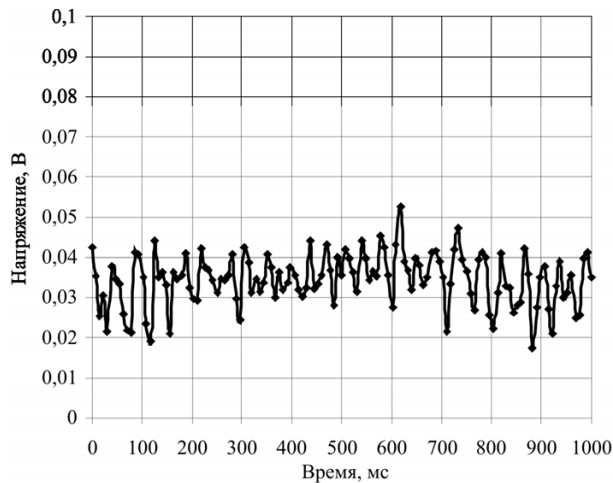
Для построения линейной модели исследуемого процесса был реализован полный факторный эксперимент типа 2^x для двух независимых переменных, в качестве которых были выбраны длина ($L = x_1 = 74...112$ мм (размер *a*, рис. 4, б)) и температура ($T = x_2 = 270...370$ °С) клиновидного образца. Откликом являлась разница между максимальными значениями напряжения на калиброванном шунте при деформации образцов и при холостом режиме работы УГЛДМ

$$\Delta U_{\text{ш}} = \Delta U_{\text{ш1}} - \Delta U_{\text{ш2}}, \tag{2}$$

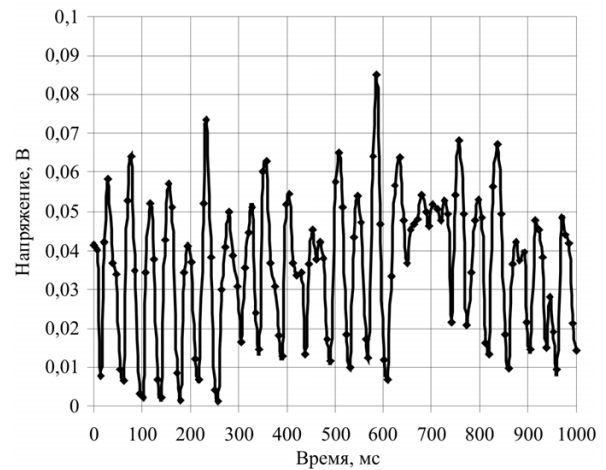
где $\Delta U_{\text{ш1}}$ – напряжение на калиброванном шунте при деформации образцов, мВ; $\Delta U_{\text{ш2}}$ – напряжение на калиброванном шунте при холостом режиме работы УГЛДМ, мВ. Границы варьирования независимыми факторами (максимальные и минимальные зна-

Таблица 1

Номер серии	Длина клиновидного образца, мм	Температура образца, °С
1	74	270
2	112	270
3	74	370
4	112	370



а



б

Рис. 5. Графики изменения напряжения при холостом режиме (а) и под нагрузкой (б)

чения), а также значения фиксированных факторов принимали исходя из условий устойчивости технологического процесса получения металлоизделий. Последовательность проведения серий экспериментов при различных сочетаниях независимых факторов представлены в табл. 1.

Значения откликов для каждой серии экспериментов определяли из анализа диаграмм значений напряжений на калиброванном шунте. На диаграммах выделяли характерные участки, соответствующие устойчивой работе привода ЛКМГ с числом оборотов вала электродвигателя $n = 180$ об/мин. На рис. 5 представлены графики напряжения на калиброванном шунте в виде средних значений максимальных напряжений по трем экспериментам первой серии для одного цикла обжатия клиновидных образцов. Среднее значение максимальных напряжений при холостом режиме соответствовало 0,053 В (рис. 5, а) и практически не изменялось для всех серий экспериментов. Отклонение от этого значения для остальных серий экспериментов составляло $\pm 0,003$ В и было принято константой для всех серий экспериментов. Максимальное значение напряжения при работе ЛКМГ под нагрузкой соответствовало максимальной степени обжатия клиновидных образцов боковыми стенками кристаллизатора ЛКМГ и определялось таким положением боковых стенок кристаллизатора, при котором расстояние между ними в калибрующей области соответствовало минимальному значению. Очевидно, что такое положение определяло максимальное значение усилия, создаваемого боковыми стенками на формирующееся металлоизделие. Значение напряжения для этого положения в первой серии экспериментов составляло 0,085 В (рис. 5, б).

В табл. 2 представлены данные по напряжениям на калиброванном шунте для всех серий экспериментов.

Таблица 2

Режим	Напряжение на калиброванном шунте, мВ		
	Максимальное при холостом режиме ($\Delta U_{ш2}$)	Максимальное под нагрузкой ($\Delta U_{ш1}$)	Разность значений ($\Delta U_{ш}$)
1	53	85	32
2		98	45
3		76	23
4		91	38

После обработки результатов эксперимента методом наименьших квадратов была получена линейная модель отклика следующего вида:

$$\Delta U_{ш} = 60 - 0,17T + 0,001TL; \quad (3)$$

$$270 \leq T \leq 370; 74 \leq L \leq 112,$$

где T – температура клиновидного образца, °С; L – длина клиновидного образца, мм.

Уравнение регрессии (3) адекватно описывает экспериментальные данные, о чем свидетельствуют статистические характеристики полученной модели. Условие адекватности по критерию Фишера выполняется ($F_{расч} < F_{табл}$, $94,3 < 199,5$), статистическая значимость коэффициентов уравнения регрессии по критерию Стьюдента удовлетворяется ($t_{расч} > t_{табл}$, $12,8 > 12,71$, $14,1 > 12,71$), относительная ошибка аппроксимации не превышает 2 %, коэффициент корреляции $R = 0,98$.

Используя линейную модель (3), строили поверхность отклика (рис. 6, а), и с помощью многоуровневых ее сечений по L получили номограмму (рис. 6, б) для графического определения границы области твердой фазы в кристаллизаторе УГЛДМ.

Для получения аналитической зависимости, описывающей длину деформируемого клиновидного образца из (3), выражали L :

$$L = 1000 / T(\Delta U_{ш} - 60) + 170. \quad (4)$$

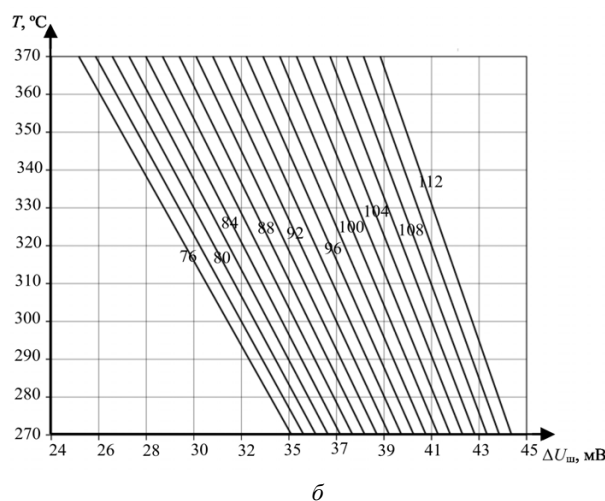
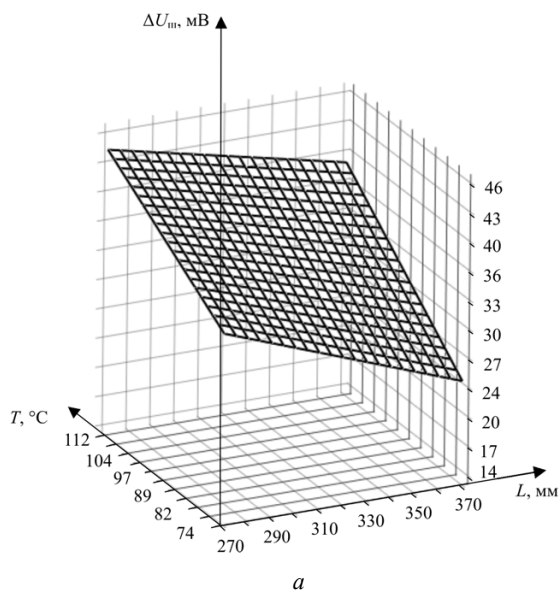


Рис. 6. Поверхность отклика (а) и номограмма (б) для определения границы твердой фазы в кристаллизаторе УГЛДМ

Выражение (4) может быть использовано для определения границы области твердой фазы в кристаллизаторе УГЛДМ при установившемся процессе получения металлоизделий из технического алюминия.

На следующем этапе исследований определяли величину максимальных усилий, возникающих в калибрующей части кристаллизатора при деформировании клиновидных образцов. Из соотношения (1) получили значение момента на валу двигателя:

$$M = 10,75EI_{\text{я}}/n. \tag{5}$$

При $n = 180$ об/мин измеренная величина ЭДС составляла $E = 167$ В, поэтому выражение (5) можно представить в виде

$$M = 9,97I_{\text{я}} \approx 10I_{\text{я}}. \tag{6}$$

Для калиброванного шунта марки 75ШСМ3-50А значения $I_{\text{я}}$, с учетом коэффициента шунтирования, связаны с $\Delta U_{\text{ш}}$ (мВ) соотношением

$$I_{\text{я}} \approx 0,667 \cdot \Delta U_{\text{ш}}. \tag{7}$$

Тогда величина момента на валу двигателя M (Н·м) с учетом (7) примет окончательный вид:

$$M \approx 6,67 \cdot \Delta U_{\text{ш}}. \tag{8}$$

Момент на приводных эксцентриковых валах боковых стенок кристаллизатора $M_{\text{в}}$ с учетом передаточного числа редуктора:

$$M_{\text{в}} \approx 2M \approx 13,34 \cdot \Delta U_{\text{ш}}. \tag{9}$$

Необходимо отметить, что в выражении (9) потери мощности в кинематических парах при передаче момента от двигателя к боковым стенкам кристаллизатора учтены в $\Delta U_{\text{ш}}$.

Усилия, создаваемые подвижными боковыми стенками кристаллизатора УГЛДМ с учетом кине-

матики движения боковых стенок [6], определяли в виде равномерно распределенной по высоте боковой стенки нагрузки в калибрующем сечении кристаллизатора:

$$q \approx 13,34 \cdot \Delta U_{\text{ш}} k, \tag{10}$$

где q – распределенная по высоте боковой стенки кристаллизатора УГЛДМ нагрузка, Н/м; k – коэффициент, учитывающий геометрические параметры кристаллизатора УГЛДМ, $1/\text{м}^2$. Значения коэффициента k определяются отношением $k = 1/(\gamma \cdot s)$, где γ – расстояние от центра приводного эксцентрикового вала до калибрующего сечения кристаллизатора УГЛДМ в конце цикла обжатия формирующегося металлоизделия, м; s – высота боковой стенки кристаллизатора УГЛДМ, м. Физический смысл коэффициента k заключается в том, что он численно равен величине обратной площади сечения, проходящего через боковую стенку кристаллизатора и ограниченного осью приводного эксцентрикового вала и линией, соответствующей границе калибрующего участка кристаллизатора по высоте боковой стенки. Учитывая, что значение коэффициента k при проведении экспериментальных исследований $k = 1/(0,120 \times 0,04) = 208,3 \text{ м}^{-2}$, окончательно получим

$$q \approx 2780 \cdot \Delta U_{\text{ш}}. \tag{11}$$

Используя выражение (11), определим максимальные усилия в калибрующей области кристаллизатора УГЛДМ q_i для всех рассмотренных режимов:

$$q_1 = 89 \text{ кН/м}; q_2 = 125,1 \text{ кН/м};$$

$$q_3 = 63,9 \text{ кН/м}; q_4 = 105,6 \text{ кН/м}.$$

3. Обсуждение результатов

Результаты проведенных исследований были применены для определения параметров процесса получения полосы из технического алюминия марки А7 на экспериментальном стенде УГЛДМ при следующих условиях: температура заливки расплава – 710 °С; степень обжатия заготовки – 0,25; производительность – 1,5 м/мин (соответствует числу оборотов вала двигателя – 180 об/мин).

На рис. 7 представлены данные по распределению температур и напряжениям на калиброванном шунте для момента времени, соответствующего устойчивому процессу получения полосы. Температура на внутренней границе калибрующей области (кривая 2, рис. 7, а) составляла 348 °С, на внешней – 274 °С (кривая 3, рис. 7, а) и в центре кристаллизатора – 675 °С.

Данное распределение температур по областям кристаллизатора удовлетворяет температурный критерий

устойчивости процесса [2]. Максимальное значение напряжения на калиброванном шунте при данном температурном режиме составляло 0,087 В (рис. 7, б). По выражению (2) определяли значение $\Delta U_{ш} = 87 - 59 = 28$ мВ. Границу твердой фазы в кристаллизаторе определяли по номограмме (см. рис. 6, б), ее величина при известной температуре на внутренней границе составила 81 мм. Величину равномерно распределенной по высоте боковой стенки нагрузки в калибрующем сечении кристаллизатора определяли по (11), она составила $q \approx 78$ кН/м.

Напряжения сжатия для полосы поперечного сечения $cd = 40 \cdot 12$ мм в калибрующей области кристаллизатора под действием нагрузки, равномерно распределенной по высоте боковой стенки, $\sigma \approx q/d = 78 / 0,012 = 6,5$ МПа. Допустимые напряжения для технического алюминия марки А7 при температуре 400 °С составляют 20 МПа [7]. Таким образом, критерий устойчивости процесса по напряжениям [2] удовлетворяется.

Выводы

В результате экспериментального исследования процесса деформирования металла в кристаллизаторе установки горизонтального литья и деформации металла получена линейная модель, описывающая величину усилия деформирования в зависимости от технологических параметров процесса. Предложена методика оценки длины деформируемого клина при непрерывном процессе получения полосы из расплава технического алюминия марки А7. Предложен способ определения распределенной по высоте боковой стенки кристаллизатора УГЛДМ нагрузки в конце цикла обжатия заготовки. Полученные данные позволили определить силовые параметры процесса получения полосы из технического алюминия марки А7 и сделать вывод об устойчивости процесса ее получения.

Список литературы

1. Черномас В.В. Исследование процесса изготовления металлоизделий совмещенным методом литья и штамповки // Обработка металлов. – 2011. – № 3. – С. 3–10.
2. Черномас В.В., Ловизин Н.С., Соснин А.А. Критерии устойчивости технологического процесса получения металлоизделий на установке горизонтального литья и деформации металла // Проблемы машиностроения и надежности машин. – М.: Наука, 2012. – № 2. – С. 71–77.
3. Черномас В.В., Ловизин Н.С., Соснин А.А. Исследование теплового режима кристаллизатора установки горизонтального литья и деформации металла при из-

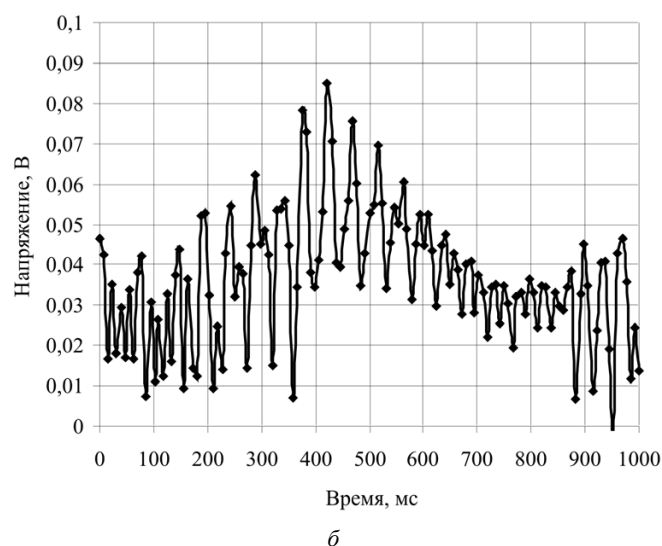
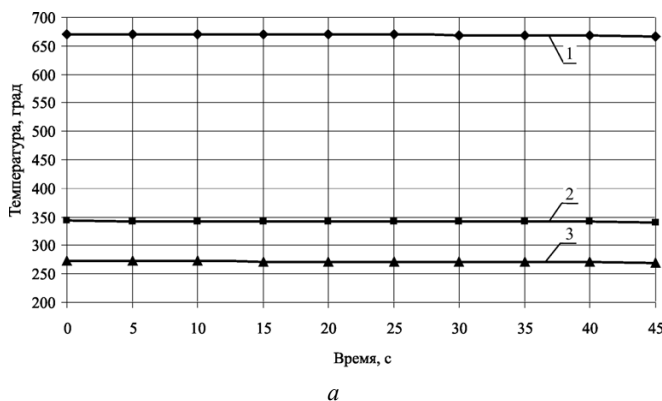


Рис. 7. Значения температур областей кристаллизатора (а) и напряжений на калиброванном шунте (б) при разливке технического алюминия марки А7:

1 – в центральной области кристаллизатора; 2 – на внутренней границе калибрующей области кристаллизатора; 3 – на внешней границе калибрующей области кристаллизатора



готовлении металлоизделий из алюминиевых сплавов// Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – М.: КШП ОМД, 2011. – № 10. – С. 39–45.

4. Черномас В.В., Ловизин Н.С., Соснин А.А. Исследование распределения температур на поверхности контакта металлоизделия с верхней и нижней стенками кристаллизатора установки горизонтального литья и деформации металла вблизи его продольной плоскости симметрии// Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – М.: КШП ОМД, 2011. – № 12. – С. 21–25.

5. Вешневский С.Н. Характеристики двигателей в электроприводе. – М.: Энергия, 1977. – 432 с.

6. Черномас В.В., Ловизин Н.С., Соснин А.А. Влияние движения составных частей кристаллизатора установки горизонтального литья и деформации металла на процесс формирования заготовки // Школа по фундаментальным основам моделирования обработки материалов. Математическое, вычислительное и информационное обеспечение технологических процессов и систем: докл. Всерос. научно-технической конф. (26–28 октября 2010 г.). – Комсомольск-на-Амуре. – 2010. – Т. 4. – С. 134–137.

7. Третьяков А.В., Зюзин В.И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

Modeling of the deformation process in obtaining an aluminum strip casting method and the combined deformation of the metal

V.V. Chernomas, S.N. Himuhin, S.R. Salikov, A.V. Konovalov

The article presents the results of an experimental study of the deformation process of the metal in the mold casting and installation of horizontal deformation of the metal. Represented by a linear model describing the magnitude of the efforts of deformation depending on process parameters. The method of estimating the length of the deformable wedge in a continuous process of obtaining strips of aluminum melt of technical grade A7.

Key words: equipment of the horizontal casting and deformation of the metal, boundary of the solid phase, deformation strain.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ СБОРКЕ СОЕДИНЕНИЙ С НАТЯГОМ

А.А. ДЕМИН, аспирант
И.А. ТИТОВ, канд. техн. наук, профессор
(БТИ (филиал) АлтГТУ, г. Бийск)

Статья поступила 31 июля 2012 года

Демин А.А. – 659305. г. Бийск, ул. Трофимова, 27,
Бийский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО Алтайского государственного
технического университета, e-mail: presskov@mail.ru

Рассмотрен способ повышения несущей способности соединений с натягом при повышенных допусках на изготовление сопрягаемых деталей за счет создания градиента распределения механических свойств вдоль оси промежуточной втулки.

Ключевые слова: соединения с натягом, градиент механических свойств, точность изготовления, зазор, прочность соединения.

Несущая способность прессовых соединений главным образом зависит от площади реального контакта сопрягаемых поверхностей и от величины натяга [1]. Причем шероховатость и волнистость сопрягаемых поверхностей значительно уменьшают фактическую площадь контакта. При высоте микронеровностей от 2,5 до 8 мкм после развертывания и шлифования фактическая площадь контакта составляет 10 %. При высоте микронеровностей от 0,8 до 2,5 мкм для тех же методов обработки площадь повышается до 40 %, при алмазном точении и обычной притирке – достигает 63 %, а в результате тонкого шлифования, алмазного выглаживания, тонкой притирки и суперфиниша 80...90 %.

Несущая способность соединения с натягом существенно изменяется также от изменения фактических размеров в пределах назначаемых допусков. Особенно существенный вклад вносят погрешность формы и размеров в прочность соединений деталей малого диаметра, поскольку в измеряемый диаметр отверстия и вала входит высота микронеровностей, которые при запрессовке сминаются [2].

Следует отметить, что повышение точности деталей всегда приводит к резкому увеличению трудоемкости их изготовления и еще к более резкому темпу удорожания их производства. Поэтому нецелесообразно обеспечивать прочность соединений с гарантированным натягом только за счет повышения требований к качеству обработки сопрягаемых деталей.

Известен способ сборки [3], при котором используется промежуточная втулка 2, которую устанавли-

вают во время сборки с гарантированным зазором между охватываемой 3 и охватывающей 1 деталями (рис. 1); затем втулку деформируют методом осадки, в результате чего материал втулки заполняет зазоры, образуя при этом прессовое соединение.

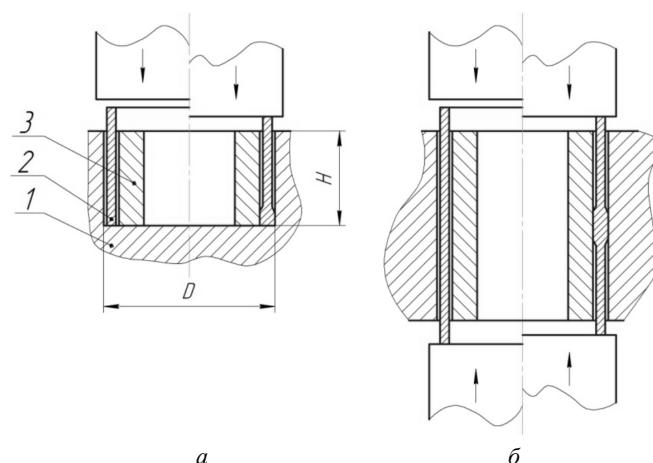


Рис. 1. Сборка прессового соединения с промежуточной втулкой

Проведенное моделирование на основе метода конечных элементов и экспериментальные исследования процесса сборки показали, что применение втулки, имеющей постоянную продольную жесткость, приводит к тому, что при запрессовке концевая часть втулки под воздействием рабочего инструмента уже в самом начале процесса запрессовки раздается и упирается в стенки охватываемой и охватывающей деталей. Происходит срез неровности микрорельефа

и уменьшение коэффициента трения между контактными поверхностями. К тому же за счет заземления и образования наплыва в верхней части втулки пластическое течение материала в нижнюю часть соединения затруднено, что приводит к неравномерному распределению контактных напряжений (рис. 2) по длине соединения, т.е. полученное таким образом прессовое соединение имеет пониженную прочность и качество.

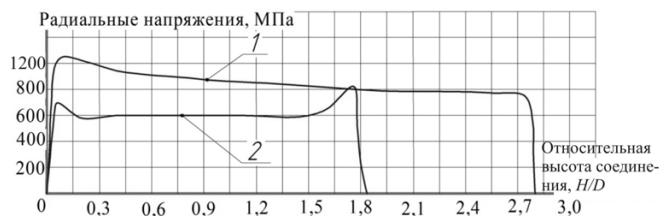


Рис. 2. Распределение радиальных напряжений на сопрягаемых поверхностях соединения:

1 – соединение, содержащее втулку с градиентным распределением механических свойств; 2 – соединение, содержащее втулку с равномерным распределением механических свойств

Для устранения этого недостатка предложено деформируемую втулку выполнять из материала, предел текучести которого увеличивается от ее нижнего края к верхнему, если отверстие в корпусной детали глухое (рис. 1, а), и от середины к обоим краям, если отверстие в корпусной детали сквозное (рис. 1, б). При этом обеспечивается равномерное распределение контактных напряжений вдоль оси соединения, повышающее несущую способность и качество прессового соединения.

Переменную жесткость промежуточной втулки в продольном направлении технически можно получить, изменяя толщину стенки втулки по ее длине, либо созданием градиента механических свойств втулки методом локальной термообработки токами высокой частоты (ТВЧ).

Целью проведенных исследований являлось определение размеров, конфигурации промежуточной втулки, подбор для нее материала и назначение оптимального режима термообработки, которые обеспечили бы требуемую несущую способность соединения в широком диапазоне зазоров.

В ходе проведенных экспериментальных исследований было выявлено влияние характера распределения механических свойств промежуточной втулки, полученных в результате различных режимов ее локальной термообработки ТВЧ, на прочность соединения. При этом верхняя часть втулки получала максимальную твердость 50...53 HRC, а нижняя часть 26...29 HRC. Максимальное значение твердости ограничивалось тем обстоятельством, что после сборки прессового соединения на верхней упрочненной части втулки наблюдались следы хрупкого раз-

рушения. Минимальное значение твердости было ограничено только лишь технологическими возможностями операции отжига ТВЧ.

С увеличением высоты упрочненной части втулки при монтажном зазоре, соответствующем границе 14-го квалитета допуска на изготовление деталей, контактное взаимодействие с охватываемой и охватываемой деталями получала только та часть втулки, которая была упрочнена не более чем до 40...45 HRC. Это видно (рис. 3) по более светлым участкам, которые образовались в результате снятия темной оксидной пленки при контакте с соединяемыми деталями.

На рис. 3 представлены в качестве примера соединения с диаметром вала 10 мм и относительной высотой 2,8. При этом первый образец (рис. 3, а), имеющий термически упрочненную часть, равную 0,8 от высоты втулки, имел несущую способность, равную 10 кН. Второй образец (рис. 3, б), имеющий термически упрочненную часть, равную 0,6 от высоты втулки, имел несущую способность соединения, равную 22 кН. Третий образец (рис. 3, в), имеющий термически упрочненную часть, равную 0,15 от высоты втулки, имел несущую способность соединения, равную 50 кН.

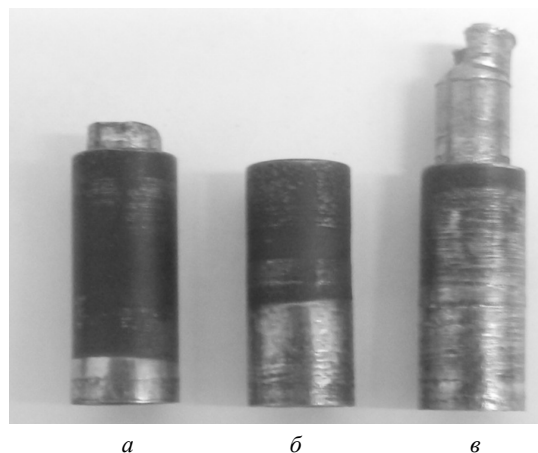


Рис. 3. Втулки с различным характером распределения механических свойств после демонтажа соединения

В ходе экспериментальных исследований подвергали различным режимам термообработки также одновременно всю втулку, в результате чего в зависимости от режима термообработки втулки приобретали различную твердость и пластичность и имели постоянную продольную жесткость. Наибольшую прочность соединения при этом удалось получить при использовании втулок, которые подвергали рекристаллизационному отжигу, так как максимальные пластические свойства втулки обеспечили большую площадь контакта сопрягаемых поверхностей соединения даже при максимальных значениях за-

зора и относительной высоте соединения вплоть до 1,8 (см. рис. 2). Однако несущая способность такого соединения была ограничена низкой прочностью отожденного материала. При увеличении же прочностных характеристик материала промежуточной втулки уменьшается ее пластичность, поэтому с увеличением монтажного зазора заполнение пространства между охватываемой и охватывающей деталями затрудняется, что приводит к сокращению площади контакта и снижению прочности соединения.

Из сказанного следует, что втулка с градиентным распределением механических свойств обладает одновременно преимуществами втулки, имеющей высокие пластические свойства, которые позволяют заполнять зазор между соединяемыми деталями, и вместе с тем свойствами термически упрочненной втулки, позволяющей обеспечить высокую прочность соединения.

Сравнительные исследования влияния точности изготовления деталей для традиционного (двухэлементного) прессового соединения и соединения с промежуточной втулкой показали следующее.

С увеличением допуска на изготовление деталей происходит снижение несущей способности всех исследуемых типов соединения (рис. 4). Однако несущая способность двухэлементного прессового соединения изменяется даже в пределах заданной посадки H7/p6 в 7 раз. К тому же при неблагоприятном сочетании диаметральных размеров на верхних границах посадки натяг, а следовательно, и несущая способность соединения практически равны нулю. При этом высота микронеровностей для обеспечения необходимой несущей способности соединения должна быть существенно меньше минимального натяга, что предъявляет повышенные требования к качеству сопрягаемых поверхностей.

В качестве примера на рис. 4 и 5 представлены результаты моделирования – сплошные линии и результаты экспериментальных исследований – точки для прессовых соединений, имеющих диаметр вала 10 мм.

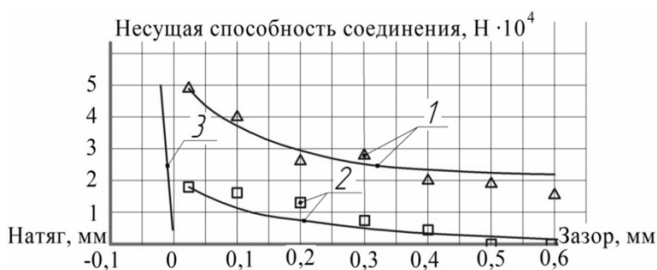


Рис. 4. Зависимость несущей способности соединения от допуска на ее изготовления (монтажного зазора):

1 – соединение, содержащее втулку с градиентным распределением механических свойств; 2 – соединение, содержащее втулку с равномерным распределением механических свойств; 3 – двухэлементное прессовое соединение

При использовании промежуточной пластически деформированной втулки с постоянными механическими свойствами несущая способность соединения изменяется приблизительно в 2 раза в пределах зазора, обусловленного 14-м качеством точности изготовления деталей. При использовании втулки с градиентным распределением механических свойств вдоль оси соединения имеет двукратное превосходство по величине несущей способности на границе 7-го качества точности, и с увеличением монтажного зазора преимущество только возрастает по сравнению с соединениями, в которых использовалась втулка с равномерным распределением механических свойств.

Несущая способность прессового соединения с промежуточной втулкой, как показали проведенные исследования, зависит также от соотношения высоты и диаметра втулки. Так, с увеличением относительной высоты от 0,8 до 2,8 (рис. 5) и соответственно номинальной площади контакта в 3,5 раза прочность соединения увеличивается лишь в 1,8 раза. Таким образом, рост несущей способности соединения значительно замедляется с увеличением ее относительной высоты, и при достижении значения относительной высоты, равной 1,7...1,9, дальнейшее увеличение прочности соединения при использовании втулки с равномерным распределением механических свойств не происходит. Данное обстоятельство можно объяснить тем, что с увеличением относительной высоты соединения увеличивается пространство между охватываемой и охватывающей деталями, поэтому появляется необходимость увеличения высоты промежуточной втулки. При этом наступает такой момент, когда с увеличением относительной высоты соединения выступающая свободная часть промежуточной втулки приобретает критическую высоту, приводящую к потере устойчивости при осадке втулки. На начальном этапе сборки прессового соединения происходит раздача верхней части удлиненной

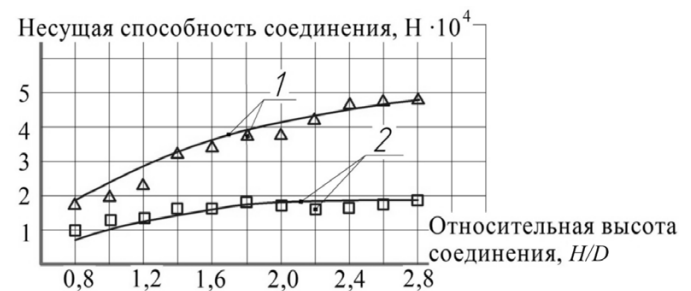


Рис. 5. Зависимость несущей способности соединения от ее относительной высоты (монтажный зазор при сборке соединений 0,02 мм):

1 – соединение, содержащее втулку с градиентным распределением механических свойств; 2 – соединение, содержащее втулку с равномерным распределением механических свойств

втулки с образованием фланца. При этом усилие от сборочного инструмента передается преимущественно на образовавшийся фланец, так как площадь фланца превосходит площадь поперечного сечения втулки в основной ее части.

Как показали проведенные исследования, применение втулки с градиентным распределением механических свойств при сборке прессового соединения позволяет повышать относительную высоту соединения с сохранением высокого темпа увеличения несущей способности соединения (рис. 5).

Выводы

1. Применение способа сборки прессовых соединений с промежуточной втулкой позволяет снизить требования к точности изготовления деталей до IT13-IT14 и повысить несущую способность соединения. При этом несущая способность соединения с промежуточной втулкой, по сравнению с двухэлементным прессовым соединением, в меньшей степени зависит от величины допуска на изготовление деталей.

2. Промежуточные втулки с переменной жесткостью вдоль оси по сравнению с втулками с постоянным распределением механических свойств обеспечивают повышение несущей способности прессовых соединений более чем в 2 раза.

3. Оптимальное отношение высоты к диаметру сопрягаемых поверхностей, дающее высокое значение несущей способности прессового соединения с промежуточной втулкой, находится в пределах от 0,8 до 1,8.

4. Техничко-экономический эффект при использовании предложенного способа сборки наиболее существен для прессовых соединений диаметром от 5 до 30 мм.

Список литературы

1. *Гречищев Е.С., Ильященко А.А.* Соединения с натягом: расчеты, проектирование, изготовление. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.
2. *Орлов П.И.* Основы конструирования: Справочно-методическое пособие. В 2-х кн. Кн. 2.– М.: Машиностроение, 1988. – 544 с.
3. *Авторское свидетельство СССР № 602337, 23.03.1987.*

Using plastically deformable element in building connections with interference

A.A. Demin, I.A. Titov

A method for increasing the carrying capacity of compounds with interference at high manufacturing tolerances of mating parts, due to a gradient distribution of mechanical properties along the axis of the intermediate sleeve.

Key words: connections with interference, the gradient of mechanical properties, precision manufacturing, the gap, the strength of the connection.

ФОРМИРОВАНИЕ РАЦИОНАЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ ДЛЯ ОБОРУДОВАНИЯ СВЕРЛИЛЬНОЙ ГРУППЫ

*Т.И. РАЗМАНОВА, аспирант,
С.Г. МИТИН, канд. техн. наук,
П. Ю. БОЧКАРЁВ, доктор техн. наук, профессор
(Саратовский ГТУ имени Ю.А.Гагарина,
г. Саратов)*

Статья поступила 25 июля 2012 года

Разманова Т.И. – 410054, г. Саратов, ул. Политехническая, 77,
Саратовский государственный технический университет им. Ю.А. Гагарина

Описывается новая методика формирования рациональных комплектов технологической оснастки при разработке автоматизированной подсистемы проектирования технологических операций, выполняемых на оборудовании сверлильной группы, в рамках создания системы планирования многономенклатурных технологических процессов.

Ключевые слова: автоматизация проектирования, сверлильная обработка, многономенклатурное производство, сети Петри.

В настоящее время для большинства машиностроительных предприятий существует тенденция к постоянному расширению номенклатуры обрабатываемых деталей, конструкция которых усложняется, при этом повышаются требования к качеству механической обработки, что приводит к значительному увеличению затрат времени на технологическую подготовку производства. Для сохранения конкурентоспособности предприятий появляется задача сокращения длительности производственного цикла, которая может быть решена в том числе путем автоматизации проектирования технологических процессов механической обработки.

Наличие на рынке автоматизированных систем технологической подготовки производства безусловно является положительным фактором, поскольку использование таких систем позволяет несколько сократить время разработки технологических процессов, но в современных условиях этого оказывается недостаточно. Поэтому существует необходимость в создании новых методов автоматизации технологической подготовки производства, направленных на более глубокий уровень автоматизации проектирования технологических процессов механической обработки и учет реально складывающейся производственной ситуации.

В Саратовском государственном техническом университете им. Ю.А. Гагарина ведется разработка автоматизированной системы планирования много-

номенклатурных технологических процессов [1, 2]. Основными принципами ее создания является полная формализация всех проектных процедур и возможность учета складывающейся производственной ситуации. В результате процесс проектирования технологии изготовления деталей будет полностью автоматизирован, что позволит значительно сократить затраты времени на технологическую подготовку производства и повысить эффективность работы производственной системы.

В рамках создания системы планирования разрабатывается ряд подсистем, направленных на автоматизацию проектирования технологических операций в зависимости от группы технологического оборудования, на котором осуществляется механическая обработка.

На современных машиностроительных предприятиях расширяется применение оборудования сверлильной группы при механической обработке, поэтому автоматизированная система проектирования технологических операций для такого оборудования является важной составляющей системы планирования технологических процессов.

При разработке системы проектирования технологических операций для оборудования сверлильной группы сформирована структурная модель, фрагмент которой представлен на рис. 1. В соответствии с этой моделью подсистема состоит из трех взаимосвязанных блоков, в каждом из которых предусмотрено три

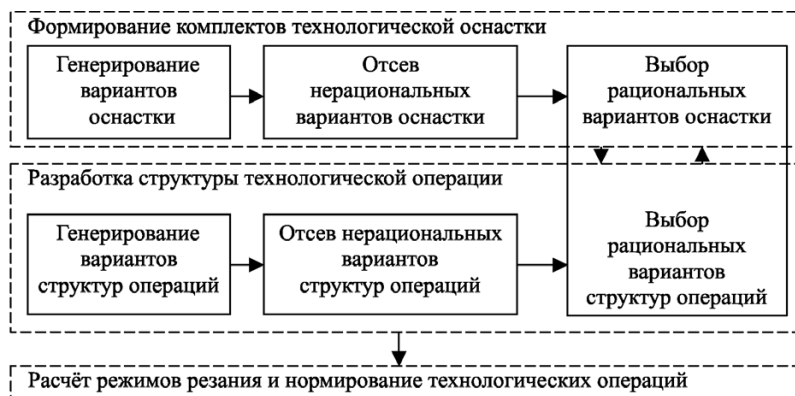


Рис. 1. Фрагмент структурной модели автоматизированной подсистемы проектирования технологических операций для оборудования сверлильной группы

этапа: генерирование возможных вариантов, отсев нерациональных вариантов и выбор рациональных вариантов для сложившейся производственной ситуации.

Формирование комплектов технологической оснастки является одним из ключевых этапов разработки автоматизированной подсистемы проектирования технологических операций для оборудования сверлильной группы, поскольку от выбранных вариантов оснастки зависит состав и последовательность технологических переходов, режимы обработки и время реализации операций.

Процедура генерирования возможных вариантов режущего инструмента (РИ) для оборудования сверлильной группы осуществляется параллельно с процедурой генерирования вспомогательного инструмента (ВИ). Для описания этих процедур используется математический аппарат теории множеств. Процедуры представляют собой перебор всех типоразмеров оснастки и поэтапное отсеивание из всего множества таких вариантов оснастки, которые не соответствуют геометрическим параметрам, точности и материалу обрабатываемых отверстий. Такой перебор влечет значительные затраты вычислительных ресурсов, однако постановка задачи позволяет осуществлять проверку по критериям соответствия параллельно для каждого технологического перехода. Для решения этой задачи используется математический аппарат сетей Петри, поскольку он позволяет моделировать поведение систем с параллельно и асинхронно взаимодействующими компонентами, при этом сама модель представляется в удобной для ее реализации на ЭВМ форме.

Моделирование процессов с помощью сетей Петри основано на взаимодействии событий и условий. Событие – это действие, происходящее в системе, условие – логическое описание состояния системы.

Множество элементарных поверхностей представим как

$$S = \{S_1, S_2, \dots, S_s\}. \tag{1}$$

Множество наименований оборудования:

$$E = \{E_1, E_2, \dots, E_i, \dots, E_e\}. \tag{2}$$

Множество наименований режущего инструмента:

$$R = \{R_1, R_2, \dots, R_i, \dots, R_r\}. \tag{3}$$

Множество наименований вспомогательного инструмента:

$$V = \{V_1, V_2, \dots, V_x, \dots, V_v\}. \tag{4}$$

В терминах теории сетей Петри на каждом этапе формируется множество мест $P^1, P^2, P^3, P^4, P^5, P^6$. На каждом этапе принимается решение по выбору вариантов технологической оснастки – происходят события $T^1, T^2, T^3, T^4, T^5, T^6$.

Важно правильно выбрать последовательность выполнения процедуры генерирования вариантов оснастки, поскольку от нее зависит количество вариантов перебора и соответственно время вычислений. В результате проведенных исследований сформирована определенная последовательность.

Сначала генерируются возможные варианты вспомогательного инструмента в соответствии с присоединительными параметрами оборудования P^1 . Из базы данных выбираются все типоразмеры ВИ, подходящие к данному типоразмеру оборудования. Таким образом, отсеивается большое количество РИ, которые не могут быть установлены, тем самым сокращается количество вариантов перебора на последующих шагах.

На следующем этапе производится генерирование возможных вариантов вспомогательных (уже сгенерированных на предыдущем этапе) и режущих инструментов на основе их соответствия по типу присоединения и присоединительным размерам – формируется множество мест P^2 .

Далее устанавливается возможность использования РИ из P^3 в соответствии с твердостью обрабатываемой поверхности – формируется множество P^4 .

Затем из P^4 выбираются только варианты, позволяющие обработать данный материал детали.

На следующем этапе из P^4 выбираются варианты, позволяющие получить заданную точность обработки, – формируется множество P^5 .

На завершающем этапе из P^5 выбираются варианты, соответствующие размерам обрабатываемых поверхностей, – формируется множество P^6 .

При объединении фрагментов сети, сформированных на каждом этапе, получается сеть Петри, представляющая собой модель генерации возмож-

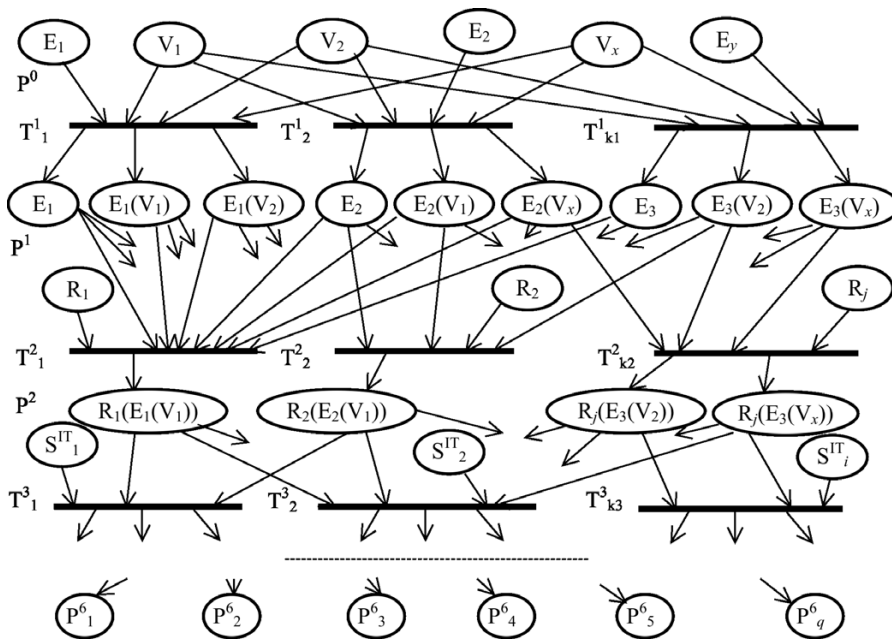


Рис. 2. Фрагмент сети Петри для процедуры генерирования возможных вариантов оснастки для оборудования сверлильной группы

ных вариантов технологической оснастки для оборудования сверлильной группы (рис. 2).

На этапе отсева нерациональных вариантов оснастки принято решение использовать критерий однородности применяемой оснастки, так как он обеспечивает взаимозаменяемость вариантов выполнения операций в случае выхода из строя технологического оборудования или технологической оснастки и позволяет минимизировать затраты времени на переналадку, которые имеют существенное значение в условиях многономенклатурного производства, поскольку зачастую обработка деталей ведется небольшими партиями.

Выбор рациональных вариантов оснастки и рациональных вариантов структур объединяется в одну проектную процедуру, так как одним из критериев для выбора рациональных вариантов является время выполнения операции, зависящее как от применяемой оснастки, так и от структуры операции. Задача выбора рациональных вариантов оснастки и структур операций может быть решена посредством перебора и сравнения всех вариантов, поступивших после этапа отсева нерациональных вариантов, с расчетом основного времени для каждого варианта, что является достаточно сложной и трудоемкой задачей. Поэтому для ее решения предлагается использование математического аппарата динамического программирования, который позволяет значительно сократить количество расчетов путем оптимизации системы в целом, а не каждого ее элемента в отдельности.

Сформулируем задачу выбора рациональных вариантов режущего инструмента в терминах ди-

намического программирования. Процедура выбора рациональных вариантов режущих инструментов представляет собой некоторую операцию, состоящую из ряда последовательных этапов или шагов. В нашем случае каждый шаг – это отдельный технологический переход.

Пусть шаговые управления $x_1, x_2, \dots, x_i, \dots, x_n$ – решения по выбору какого-либо типоразмера режущего инструмента для обработки на i -м шаге (технологическом переходе), где $i = 1 \dots n$; n – количество технологических переходов. При этом выигрыш при i -м шаговом управлении равен w_i . Управление операцией x – совокупность шаговых управлений: $x = \{x_1, x_2, \dots, x_i, \dots, x_n\}$.

Требуется найти такое управление x^* , при котором суммарный выигрыш W обращается в максимум:

$$W = \sum_{i=1}^m w_i \rightarrow \max. \quad (5)$$

При этом $x^* = \{x^*_1, x^*_2, \dots, x^*_i, \dots, x^*_n\}$ – оптимальное управление, состоящее из совокупности оптимальных шаговых управлений.

В нашем случае для каждой модели станка E_k в системе планирования многономенклатурных технологических процессов генерируется множество кортежей технологических переходов, в каждом из которых имеется не менее одного технологического перехода. Для каждого перехода генерируется несколько возможных вариантов РИ с временем обработки t_{ij} . Время бессменной работы каждого РИ ограничено периодом стойкости T_j . Необходимо для множества технологических переходов из множества возможных вариантов РИ P^6 сформировать рациональный комплект РИ, чтобы суммарное время обработки t_{Σ} было минимальным, при этом количество смен инструмента должно быть минимальным.

Управление $x_i = \{j, t_{ij}, a_{ij}\}$ на i -м шаге означает, что на данном технологическом переходе обработка ведется с помощью j -го типоразмера РИ с временем обработки t_{ij} , с количеством смен инструмента a_{ij} :

$$a_{ij} = \left\lceil \frac{\tau_{ij}}{T_j} \right\rceil - 1, \quad (6)$$

где τ_{ij} – суммарное время беспрерывной работы j -го режущего инструмента после обработки на i -м переходе

$$\tau_{ij} = \tau_{(i-1)j} + t_{ij} N_r. \quad (7)$$

Состояние системы на каждом i -м шаге характеризуется вектором $S_i = \{j, \tau_{ij}\}$, который означает, что перед выполнением i -го перехода использовался j -й типоразмер режущего инструмента, и его использованный ресурс равен τ_{ij} .

Запишем функцию выигрыша для каждого шага:

$$w_i = f_i(S_i, x_i). \quad (8)$$

Определим функцию изменения состояния системы

$$S' = \varphi_i(S_i, x_i), \quad (9)$$

которая показывает, как меняется состояние S_i под влиянием управления x_i .

Тогда имеем возможность записать основное рекуррентное уравнение динамического программирования

$$W_i(S_i) = \max_{x_i} \{f_i(S_i, x_i) + W_{i+1}(\varphi_i(S_i, x_i))\}, \quad (10)$$

которое выражает условный оптимальный выигрыш $W_i(S_i)$ (начиная с i -го шага и до конца) через уже известную функцию $W_{i+1}(S')$. Этому выигрышу соответствует условное оптимальное управление на i -м шаге $x_i(S_i)$.

Решение задачи начинается с проведения условной оптимизации последнего n -го шага, вычисляя для возможных вариантов режущего инструмента на этом шаге условный оптимальный выигрыш

$$W_n(S_n) = \max_{x_n} \{f_n(S_n, x_n)\} \quad (11)$$

и находя условное оптимальное управление $x_n(S_n)$.

В нашем случае в качестве последнего шага определяется технологический переход, на котором может быть использовано наименьшее количество различных наименований и типоразмеров режущего инструмента, так как в противном случае не гарантируется выполнение данного перехода ввиду существующей вероятности исключения подходящего режущего инструмента на предшествующих шагах.

Далее проводится условная оптимизация ($n-1$)-го, ($n-2$)-го и т. д. шагов по формуле (10). В итоге остается произвести безусловную оптимизацию управления, учитывая полученные рекомендации на каждом шаге.

Таким образом, полученные модели, благодаря использованию математического аппарата сетей Петри и динамического программирования, а также применению критерия однородности, позволяют формализовать проектную процедуру формирования рациональных комплектов технологической оснастки при проектировании технологических операций, реализуемых на оборудовании сверлильной группы. Это дает возможность разработки алгоритма и программы для ЭВМ, полностью автоматизирующих этап выбора технологической оснастки для оборудования сверлильной группы, что позволит существенно сократить время проектирования технологических операций, повысить качество проектных решений, снизить себестоимость изготовления деталей.

Список литературы

1. Бочкарев П.Ю. Системное представление планирования технологических процессов механообработки [Текст] / П.Ю. Бочкарев // Технология машиностроения. – 2002. – № 1. – С. 10–14.
2. Бочкарев П.Ю. Планирование технологических процессов в условиях многономенклатурных механообрабатываемых систем. Теоретические основы разработки подсистем планирования маршрутов технологических операций: учеб. пособие / П.Ю. Бочкарев, А.Н. Васин. – Саратов: СГТУ, 2004. – 136 с.

Formation of the rational sets of manufacturing tool for the equipment of drilling group

T.I. Razmanova, S.G. Mitin, P.Y. Bochkarev

In article the new technique of formation of rational sets of manufacturing equipment is described while developing the automated subsystem of designing of the technological operations which are carried out on the equipment of drilling group, within creation of the system of planning of multinomenclature technological processes.

Key words: CAD/CAM, drilling processing, multinomenclature manufacturing, Petri nets.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ТОЧЕНИИ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ ОПЕРАТИВНОГО СИГНАЛА ТЕРМОЭДС

*А.С. СЕРГЕЕВ, аспирант,
Н.Г. ЗАЙЦЕВА, аспирант,
А.Л. ПЛОТНИКОВ, доктор техн.наук, профессор,
(ВолгГТУ, г. Волгоград)*

Статья поступила 15 июня 2012 года

Сергеев А.С. – 400005, г. Волгоград, ул. Советская, 29, корпус 4,
Волгоградский государственный технический университет, e-mail: sergeevapp@mail.ru

Рассматривается модифицированная математическая модель расчета параметра шероховатости R_a при точении конструкционных, углеродистых и низколегированных сталей на станках с ЧПУ. Описана методика применения оперативного сигнала термоЭДС для оценки физико-механических и теплофизических параметров контактной пары «инструмент – деталь». Приведены результаты экспериментальной проверки модифицированной математической модели.

Ключевые слова: математическая модель, шероховатость, точение, термоЭДС.

Введение

В практике металлообработки лезвийным инструментом часто имеет место ситуация, когда расчетное значение параметра шероховатости, заложенное в технологический процесс на стадии его проектирования, не совпадает с измеренным. Если измеренные значения параметра шероховатости превышают расчетные, то он выходит за пределы допустимого. В этом случае требуется уменьшение подачи, что снижает производительность. Для обеспечения требуемой шероховатости обрабатываемых поверхностей необходимо управлять процессом формирования высоты микронеровностей при механической обработке деталей на автоматизированном станочном оборудовании. Применение компьютерных технологий в металлообработке предполагает широкое использование систем автоматизированного проектирования на стадии подготовки технологического процесса (САПР ТП). В структуре САПР ТП в обязательном порядке содержится модуль расчета режимов обработки, в котором алгоритмы расчета основных параметров обработки построены на использовании математических моделей, содержащихся в справочно-нормативной литературе. Для эффективного использования САПР ТП, перенесенной в систему ЧПУ, требуется адекватная математическая модель, с помощью которой можно определить выходной параметр шероховатости поверхности после механической обработки детали на этапе проектирования (разработки) технологического процесса.

Анализ состояния вопроса по расчету высоты микронеровностей при обработке деталей на станках с ЧПУ

В настоящее время существует широкий спектр научной и справочно-нормативной литературы, в которой описаны математические зависимости для расчета параметров шероховатости обрабатываемых поверхностей и методики их оценки [1–5]. Такие зависимости позволяют рассчитывать параметры шероховатости обрабатываемых поверхностей в зависимости от технологических параметров обработки (скорость резания V , глубина резания t , подача s) и факторов, влияющих на процесс лезвийной обработки в целом (рабочие углы инструмента, характер резания и т.д.). Зачастую в таких математических зависимостях используются усредненные поправочные коэффициенты для оценки режущих свойств обрабатываемого и инструментального материала.

Однако реальный диапазон колебания только режущих свойств твердосплавных инструментов одной марки как внутри партии, так и между партиями спекания одного завода-изготовителя или разных заводов достигает двукратного уровня и более. При этом все партии твердосплавных инструментов укладываются в установленные допуски. Для автоматизированного станочного оборудования такая неоднородность режущих свойств твердосплавного инструмента резко снижает стабильность, производительность, а самое главное качество обработки [9].

Одной из наиболее универсальных математических зависимостей, позволяющей учитывать технологические параметры обработки, геометрические характеристики процесса резания и марку обрабатываемого материала, является формула, описанная в работе [1]:

$$R_a = K \frac{S^{0,85} (90 + \gamma)^{0,65}}{r^{0,36} V^{0,15}}, \quad (1)$$

где S – продольная подача (0,05...0,43), мм/об; V – скорость резания (71...282), м/мин; r – радиус сопряжения главной и вспомогательной режущих кромок (0,5...2), мм; γ – передний угол резца (+4...(-4)), град.; K – усредненный поправочный коэффициент.

Недостатком формулы (1) является то, что она справедлива для обрабатываемых сталей (Ст3, стали 20, 45, 70) и не учитывает влияние марки инструментального материала на параметр шероховатости R_a , а такое влияние имеется [6]. При смене марки инструментального материала изменяется его теплопроводность. Влияние теплопроводности контактируемых пар на шероховатость проявляется через передачу количества выделенного при резании тепла в инструмент и стальную заготовку, т. е. через коэффициент теплоусвоения, представляющий собой отношение теплофизических характеристик инструмента и стальной заготовки. Количество тепла, усвоенного объемом срезаемого металла, определяет долю хрупкого и вязкого разрушения в механизме стружкообразования и оказывает влияние на механизм образования микронеровностей и количественное значение параметра шероховатости R_a через температурную прочность металла.

Указанный недостаток приводит к тому, что рассчитанное значение параметра шероховатости R_a на стадии проектирования технологического процесса токарной обработки по формуле (1) не дает приемлемого совпадения с фактическим – это значение выходит за пределы допуска по показателю шероховатости, что приводит или к браку по качеству обработанной поверхности, или к недоиспользованию резерва повышения производительности (увеличения подачи s). При существующем разбросе свойств (как между марочным составом, так и внутри его) инструментального материала и обрабатываемых сталей определение параметра шероховатости R_a с ориентацией на среднее (справочное) значение этих свойств (коэффициент K) приводит к значительным ошибкам.

Задача настоящего исследования состоит в модификации математической зависимости (1) с целью повышения точности расчета параметра шероховатости R_a при обработке углеродистых, конструкционных и низколегированных сталей за счет оперативного определения величины поправочного коэффициента K_0 на основе использования сигнала термоЭДС, учитывающего физико-механические и теплофизи-

ческие свойства каждой контактной пары режущего инструмента и обрабатываемой детали.

Появление сигнала термоЭДС естественной термодопары при контакте режущей кромки пластины с деталью позволяет непосредственно перед обработкой по величине термоЭДС пробного прохода (на фиксированных режимах резания) получить необходимую информацию о состоянии контактной пары «инструмент–деталь». Методика измерения сигнала термоЭДС контактной пары «инструмент–деталь» при токарной обработке описана в работах [9, 10].

Методика получения модифицированной математической зависимости

Эксперименты проводились на токарном станке с ЧПУ 16К20Ф3 при токарной обработке марок сталей 45, 40Х, ШХ15 твердосплавными инструментами марок Т15К6, Т5К10, ТТ7К12, ТН20 на режимах полустачевой и чистовой обработки.

Технологические режимы полустачевой обработки: глубина резания $t = 1$ мм; подача $S = 0,26...0,34$ мм/об; скорость резания $V = 80...120$ м/мин; радиус закругления резца $r = 1,2$ мм; передний угол $\gamma = -4^\circ$; главный угол в плане $\phi = 75^\circ$; вспомогательный угол в плане $\phi_1 = 15^\circ$. Технологические режимы чистовой обработки: глубина резания $t = 0,5$ мм; подача $S = 0,11...0,21$ мм/об; скорость резания $V = 140...180$ м/мин; радиус закругления резца $r = 1,2$ мм; передний угол $\gamma = -4^\circ$; главный угол в плане $\phi = 75^\circ$; вспомогательный угол в плане $\phi_1 = 15^\circ$. Расчетные значения высоты микронеровностей сравнивались с измеренными профилографом – профилометром «Абрис-ПМ7». Измерение сигнала термоЭДС контактной пары «инструмент–деталь» проводилось в соответствии с методикой, описанной в работах [9, 10]. В процессе резания на режимах пробного прохода ($V = 100$ м/мин, $S = 0,1$ мм/об, $t = 1$ мм) между изолированным инструментом и обрабатываемой заготовкой измерялся сигнал термоЭДС, для чего на торце шпинделя устанавливался сухой токосъемник. В качестве прибора для регистрации сигнала термоЭДС использовался цифровой осциллограф *Velleman* модели PCS500.

Для определения параметра шероховатости R_a на токарных станках с ЧПУ при полустачевой и чистовой обработке металла твердосплавным инструментом предварительно осуществляют кратковременный пробный проход резцом по детали (см. работу [9]), измеряют термоЭДС, по которой определяют поправочный коэффициент K_0 на физико-механические свойства контактируемой пары по формуле

$$K_0 = A + kE, \quad (2)$$

где A – постоянная, определяющая вид обработки ($A = 0,474$ – для полустачевой обработки, $A = 0,1$ –

для чистовой обработки); κ – коэффициент, определенный экспериментальным путем ($\kappa = 0,11$); E – значение термоЭДС контактной пары «инструмент–деталь», мВ.

Тогда с учетом формулы (2) формула (1) принимает следующий вид:

$$R_a = (A + 0,11E) \frac{S^{0,85} (90 + \gamma)^{0,65}}{r^{0,36} V^{0,15}} \quad (3)$$

Методика определения поправочного коэффициента K_0 осуществлялась следующим образом. Перед началом обработки детали по разработанному технологическому процессу производят кратковременный (4–5 с) пробный проход твердосплавными инструментами по выбранным сталям на режимах резания ($V = 100$ м/мин, $S = 0,1$ мм/об, $t = 1$ мм), измеряют и фиксируют величину термоЭДС контактной пары «инструмент–деталь», а затем этими же инструментами производят обработку сталей на выбранных технологических режимах (V , S , t) и измеряют параметр шероховатости R_a . По его измеренным значениям обратным пересчетом определяют значения коэффициента K_0 :

$$K_0 = R_a \frac{r^{0,36} V^{0,15}}{S^{0,85} (90 + \gamma)^{0,65}} \quad (4)$$

и строят зависимость K_0 – величина термоЭДС пробного прохода E , по которой определяют численное

значение постоянной A и величину коэффициента κ в уравнении прямой, связывающей зависимость K_0 от термоЭДС пробного прохода. Таким образом, при обработке конструкционных, углеродистых и низколегированных сталей данный коэффициент определяется в соответствии с формулой (2), а параметр шероховатости R_a определяют с использованием измеренного значения термоЭДС, рабочих параметров процесса резания (S , V) и геометрических параметров резца (r , γ) по формуле (1).

Результаты экспериментов

Экспериментальная проверка модифицированной математической модели (3) по определению точности расчета параметра шероховатости R_a производилась при токарной обработке марок сталей 45, 40Х, ШХ15 твердосплавными инструментами марок Т15К6, Т5К10, ТТ7К12, ТН20 на режимах получистовой и чистовой обработки. Диапазоны технологических режимов обработки описаны в методике определения поправочного коэффициента. Точение проводилось резцами, оснащенными пятигранными сменными неперетачиваемыми пластинами (СНП).

В таблице приведены данные экспериментальной проверки расчета параметра шероховатости R_a при получистовой и чистовой обработке стали 45 твердо-

Сравнение результатов эксперимента и расчета для стали 45

Скорость резания V , м/мин	Подача S , мм/об	Глубина резания t , мм	Шероховатость R_a , мкм			Шероховатость R_a , мкм		
			Расчетная по прототипу	Измеренная по прототипу	Процент относительной ошибки	Расчетная по предлагаемому способу	Измеренная по предлагаемому способу	Процент относительной ошибки
80	0,26	1	7,5	4,3	75	4,8	4,3	11
	0,3	1	8,4	4,9	72	5,6	4,9	14
	0,34	1	9,3	5,8	60	6,0	5,8	4
100	0,26	1	7,2	3,5	104	4,6	3,5	31
	0,3	1	7,9	4,6	71	5,3	4,6	15
	0,34	1	8,7	5,7	42	5,8	5,7	2
120	0,26	1	6,8	3,4	100	4,5	3,4	32
	0,3	1	7,6	4,8	58	5,2	4,8	8
	0,34	1	8,4	4,7	78	5,6	4,7	19
140	0,11	0,5	3,5	1,8	94	2,08	1,8	11
	0,15	0,5	4,4	2,4	83	2,7	2,4	12
	0,21	0,5	5,7	2,7	110	3,5	2,7	29
160	0,11	0,5	3,3	1,5	124	2,08	1,5	33
	0,15	0,5	4,3	2,03	113	2,7	2,03	35
	0,21	0,5	5,5	2,3	139	3,5	2,3	34
180	0,11	0,5	3,3	1,7	105	2,0	1,7	18
	0,15	0,5	4,1	2,3	78	2,7	2,3	17
	0,21	0,5	5,3	3,3	60	2,6	3,3	21

сплавным инструментом марки T15K6 с величиной термоЭДС пробного прохода $E = 10,8$ мВ.

Максимальная относительная погрешность определения параметра R_a по формуле (1) достигает 58...139 %. Ошибка имеет отрицательный знак и не приводит к браку обработки (фактическое значение шероховатости меньше расчетного), но при этом не используется резерв увеличения подачи (производительности обработки). Погрешность расчета параметра шероховатости R_a по полученной математической зависимости (3) лежит в пределах 2...35 % и позволяет использовать резерв повышения производительности.

Выводы

Для определения параметра шероховатости R_a при токарной обработке предложено использовать не справочное значение поправочного коэффициента K , учитывающего среднестатистическое значение физико-механических свойств контактируемых пар «инструмент–деталь», а модифицированное значение поправочного коэффициента K_0 на основе оперативного сигнала термоЭДС.

Использование в модифицированной математической зависимости определения параметра шероховатости R_a сигнала термоЭДС пробного прохода контактной пары повышает точность его определения, так как удельная составляющая термоЭДС, входящая в общую формулу полного значения ЭДС пары, зависит от физико-механических, химических и теплофизических свойств конкретной контактной пары [7].

Расчет параметра шероховатости R_a по полученной модифицированной математической зависимости (3) повышает точность определения R_a при работе токарных станков с ЧПУ и создает возможность производить это определение автоматизированным (программным) путем.

Полученная модифицированная математическая зависимость (3) может быть положена в основу построения блок-схемы алгоритма автоматизированного расчета высоты микронеровностей в САПР ТП [8].

Список литературы

1. *Справочник технолога-машиностроителя*. В 2 т. Т. 1 / под ред. А.М. Дальского, А.Г. Косиловой, Р.К. Мещерякова, А. Г. Сулова. – 5 изд., исправл. – М.: Машиностроение – 1, 2003. – 912 с.
2. *Демкин Н.Б.* Качество поверхности и контакт деталей машин / Н.Б. Демкин, Э.В. Рыжов. – М.: Машиностроение, 1981. – 244 с.
3. *Шифрин А.Ш.* Обработка резанием коррозионно-стойких, жаропрочных и титановых сталей и сплавов / А.Ш. Шифрин, Л.М. Резницкий. – М.; Л.: Машиностроение, 1964. – 448 с.
4. *Макаров А.Д.* Оптимизация процессов резания / А.Д. Макаров. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.
5. *Безъязычный, В. Ф.* Расчет режимов резания: учеб. пособие / В.Ф. Безъязычный, И.Н. Аверьянов, А.В. Кордюков. – Рыбинск: РГАТА, 2009. – 185 с.
6. *Зорев Н.Н.* Развитие науки о резании металлов / Н.Н. Зорев. – М.: Машиностроение, 1967 – 416 с.
7. *Епифанов Г.И.* Физика твердого тела: учеб. пособие для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Высш. шк., 1977. – 288 с.
8. *Плотников А.Л., Чигиринский Ю.Л., Фролов Е.М., Крылов Е.Г.* Новая методика построения модулей расчета режимов резания в САПР ТП механической обработки // СТИН. – 2009. – № 2. – С. 19–25.
9. *Плотников А.Л.* Управление режимами резания на токарных станках с ЧПУ: монография / А.Л. Плотников, А.О. Таубе. – Волгоград: РПК «Политехник», 2003. – 184 с.
10. *Патент №2117557* Россия, С1 В 23 В 25/06. Способ съема термоЭДС естественной термодулы «инструмент–деталь» / А.Л. Плотников. – Бюл. № 23, 1998.

The mathematical model of the surface roughness formation at turning of steels based on the operational signal thermoEMF

A.S. Sergeev, N.G. Zaitseva, A.L. Plotnikov

We consider a modified mathematical model for calculating the roughness parameter R_a when turning structural steel, carbon and low alloy steels for CNC machines. A technique of rapid thermal electromotive force signal to estimate the physico-mechanical and thermophysical parameters of the contact pair «tool – a detail.» The results of experimental verification of the modified the mathematical model.

Key words: mathematical model, surface roughness, turning, thermoEMF.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОВОЛОЧНО-ВЫРЕЗНОЙ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ПАКЕТИРОВАННЫХ ЗАГОТОВОК

*В.А. ИВАНОВ, доктор техн. наук, профессор
Т.Р. АБЛЯЗ, аспирант
Е.С. ШЛЫКОВ, магистрант
(ПНИПУ, г. Пермь)*

Статья поступила 10 июля 2012 года

Абляз Т.Р. – 614990, г. Пермь – ГСП, Комсомольский проспект, 29,
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
e-mail: lowrider11-13-11@mail.ru

Представлено моделирование процесса проволочно-вырезной электроэрозионной обработки пакетированных заготовок с целью выявления зависимостей между режимами резания и количеством заготовок, закрепленных в пакете, и их влиянием на коэффициент съема материала.

Ключевые слова: проволочно-вырезная электроэрозионная обработка, электрод инструмент, режимы резания, пакетированная обработка.

В условиях экономического кризиса машиностроительные предприятия находятся в условиях жесткой конкурентной борьбы. Для поддержания своих позиций на рынке конструкторы прибегают к усложнению формы деталей и механизмов с целью создания более востребованной продукции. Постоянно возрастают требования к точности и надежности изготовления годной продукции.

Для увеличения конкурентоспособности предприятиям необходимо повышение производительности и снижение себестоимости изготавливаемых деталей. Одним из способов повышения производительности является применение технологии проволочно-вырезной электроэрозионной обработки (ПВЭЭО) пакетированных заготовок.

Одним из основных параметров, влияющих на точность получения заданного размера при ПВЭЭО, является коэффициент съема материала. Так как процесс электроэрозионной обработки (ЭЭО) является бесконтактным, подобрать нужные режимы резания без предварительных резов зачастую бывает невозможно. Зачастую для настройки станка на нужный режим необходимо производить несколько пробных резов, что, в свою очередь, приводит к существенным временным затратам. Создание математической модели процесса ПВЭЭО пакетированных заготовок, позволяющей без пробных резов рассчитывать величину коэффициента съема материала, является актуальной задачей [1,2].

В работе проведен регрессионный анализ процесса ПВЭЭО пакетированных заготовок. В качестве электрода-инструмента (ЭИ) использовалась латунная проволока VercoCut диаметром 0,25 мм. Эксперимент проводился на проволочно-вырезном электроэрозионном станке EcoCut. Варьируемыми параметрами в эксперименте являются T_{on} – время действия импульсов (мкс), T_{off} – время бездействия импульсов (мкс) и количество заготовок в пакете (шт.).

В качестве измеряемого параметра выбрана разность между весом заготовки до обработки и весом вырезанной заготовки (с остатком) после обработки. Данная разность в работе названа коэффициентом съема материала. Предположим, что зависимость веса от исследуемых факторов можно представить уравнением регрессии степенного вида [3]:

$$P = C T_{on}^{\alpha} T_{off}^{\beta} n^{\gamma}. \quad (1)$$

После логарифмирования уравнение (1) принимает вид

$$\ln P = \ln C + \alpha \ln T_{on} + \beta \ln T_{off} + \gamma \ln n.$$

Если результаты эксперимента выразить полиномом вида

$$y = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_3 x_3 + b_{12} x_1 x_2 + b_{23} x_2 x_3 + b_{13} x_1 x_3 + b_{123} x_1 x_2 x_3, \quad (2)$$



где $y = \ln P$; x_1, x_2, x_3 – кодированные значения факторов T_{on}, T_{off}, n , то справедливость зависимости (1) можно установить проверкой адекватности линейной части полинома (2).

Принятые в исследовании уровни факторов и их кодовые обозначения указаны в табл. 1.

Таблица 1

Факторы	Кодовое обозначение	Натуральные уровни факторов, соответствующие закодированным		
		Верхний +1	Основной 0	Нижний -1
T_{on}	X_1	10	6	2
T_{off}	X_2	10	6	2
n	X_3	6	4	2

Кодированные значения параметров X_1, X_2, X_3 будут равны единице на верхнем уровне, нулю – на основном уровне и минус единице – на нижнем уровне при натуральных значениях факторов, указанных в табл. 1. Значения параметров будут определяться следующими зависимостями:

$$x_1 = \frac{2(\ln T_{on} - \ln 10)}{\ln 10 - \ln 2} + 1,$$

$$x_2 = \frac{2(\ln T_{off} - \ln 10)}{\ln 10 - \ln 2} + 1,$$

$$x_3 = \frac{2(\ln n - \ln 6)}{\ln 6 - \ln 2} + 1.$$

Для оценки уравнения (2) проведен полный факторный эксперимент вида 2^3 . Матрица планирования и результаты опытов приведены в табл. 2.

Расчет коэффициентов производится по формуле

$$b_i = \frac{\sum_{j=1}^N x_{ij} y_j}{\sum_{j=1}^N x_{0j} y_j},$$

$$b_0 = \frac{\sum_{j=1}^8 x_{0j} y_j}{8} = \frac{0,220 + 0,205 + 0,230 + 0,215 + 0,215 + 0,217 + 0,218 + 0,217}{8} = 0,217$$

$$b_1 = \frac{\sum_{j=1}^8 x_{1j} y_j}{8} = \frac{-0,220 + 0,205 - 0,230 + 0,215 - 0,215 + 0,217 - 0,218 + 0,217}{8} = -0,003625$$

и т. д.

Таблица 2

Номер опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	$X_1 X_2$	$X_1 X_3$	$X_2 X_3$	$X_1 X_2 X_3$	y
1	+	-	-	-	+	+	+	-	0,220
2	+	+	-	-	-	-	+	+	0,205
3	+	-	+	-	-	+	-	+	0,230
4	+	+	+	-	+	-	-	-	0,215
5	+	-	-	+	+	-	-	+	0,215
6	+	+	-	+	-	+	-	-	0,217
7	+	-	+	+	-	-	+	-	0,218
8	+	+	+	+	+	+	+	+	0,217

Для остальных коэффициентов получим следующие значения: $b_2 = 0,002875$; $b_3 = 0,00037$, $b_{12} = -0,000375$, $b_{13} = 0,003875$, $b_{23} = -0,002125$, $b_{123} = -0,000375$

Дисперсия S_y^2 воспроизводимости, вычисленная по результатам четырех опытов в центре плана, равна 0,048. Дисперсия коэффициентов уравнения регрессии

$$S_{b_i}^2 = \frac{S_y^2}{N} = \frac{0,048}{8} = 0,006.$$

Доверительный интервал коэффициентов:

$$\Delta b_i = \pm t S_{b_i} = \pm 3,18 \sqrt{0,006} = \pm 0,246,$$

где t – табличное значение критерия Стьюдента, $t = 3,18$. При 5 %-м уровне значимости и при числе степеней свободы $f = 3$ коэффициенты $b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123}$ по абсолютной величине меньше доверительного интервала, поэтому их можно считать статистически незначимыми и исключить из уравнения регрессии. После исключения незначимых коэффициентов уравнение регрессии примет вид

$$y = 0,217 - 0,0037x_1 + 0,0029x_2 + 0,0004x_3.$$

Для проверки адекватности уравнения регрессии вычисляем дисперсию $S_{ад}^2$

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum_{j=1}^N y_j^2 - N \sum_{i=0}^k b_i^2}{N - (k - 1)} = \frac{0,375 - 0,047}{4} = 0,082.$$

Адекватность уравнения проверяем по F -критерию Фишера.

Находим расчетное значение F -критерия:

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2} = \frac{0,082}{0,048} = 1,7.$$

Табличное значение F -критерия $F_t = 9,1$. Так как $F_p < F_t$, то линейная модель адекватна. Следовательно, зависимость шероховатости поверхности от исследуемых факторов процесса электроэрозионной обработки с достаточной точностью можно представить найденным уравнением регрессии.

Для перехода от кодированных значений факторов к натуральным в уравнение регрессии подставляем значения факторов X_1, X_2, X_3 :

$$\ln P = 0,217 - 0,0037 \left[\frac{2(\ln T_{on} - \ln 10)}{\ln 10 - \ln 2} + 1 \right] + 0,0004 \left[\frac{2(\ln n - \ln 6)}{\ln 6 - \ln 2} + 1 \right] + 0,0029 \left[\frac{2(\ln T_{off} - \ln 10)}{\ln 10 - \ln 2} + 1 \right].$$

После преобразований получим

$$\ln P = 0,202 - 0,005 \ln T_{on} + 0,004 \ln T_{off} + 0,0008 \ln n.$$

Потенцируя это выражение, находим зависимость веса заготовки и детали после обработки резанием от исследуемых факторов:

$$P = 1,22 \frac{T_{off}^{0,004} * n^{0,0008}}{T_{on}^{0,005}}.$$

Данная модель показывает зависимость коэффициента съема материала от режимов работы станка и количества заготовок в пакете. Таким образом, с помощью полученной формулы можно управлять значением коэффициента съема материала, обеспечивая при этом заданный размер. Статистическая проверка доказывает адекватность полученной модели.

Список литературы

1. *Абляз Т.Р., Ханов А.М., Хурматуллин О.Г.* Современные подходы к технологии электроэрозионной обработки материалов. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2012. – 112 с.
2. *Журин А.В.* Методы расчета технологических параметров и электродов-инструментов при электроэрозионной обработке: дис. ... канд. техн. наук : 05.03.01. – Тула: ТГУ, 2005. – 132 с.
3. *В.А. Лосев.* Многофакторное планирование эксперимента: метод. указ. по НИРС.– Пермь: Изд-во Перм. политехн. ун-та, 1985. – 28 с.

Modeling of stack wire electrical discharge machining

V.A. Ivanov, T.R. Ablyaz, E.S. Shlikov

This paper presents modeling of stack wire-EDM in order to identify relationships between cutting conditions and the number of pieces contained in the package, and their influence on the material removal rate.

Key words: wire electrical discharge machining, the electrode tool, cutting conditions, stack cutting.

УДК 621.7

ВЗАИМОСВЯЗЬ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ИНСТРУМЕНТА И КАЧЕСТВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ УЗЛА КРЕПЛЕНИЯ МЕТОДОМ ПЛАСТИЧЕСКОГО СВЕРЛЕНИЯ

*Е.Ю. ТАТАРКИН, доктор техн. наук, профессор
Р.А. АНЗЫРЯЕВ, аспирант
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)*

Статья поступила 25 июня 2012 г.

Татаркин Е. Ю. – 656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46, Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова, e-mail: agtu-otm2010@mail.ru

Проведен конечно-элементный анализ напряженно-деформированных состояний узла крепления при пластическом сверлении инструментом с конической и криволинейной формами рабочей части. Отражено влияние формы рабочей части инструмента на возникновение разрывов в процессе пластического сверления.

Ключевые слова: геометрические параметры инструмента, разрыв, напряженно-деформированное состояние, пластическое сверление, узел крепления.

В машиностроении достаточно широко применяются изделия из листовых заготовок (кожухи, корпуса, кузова, крышки, емкости, задвижки, теплообменники, элементы трубопроводов и др.), которые предусматривают резьбовое крепление к ним различных комплектующих деталей. Для изготовления узлов крепления в тонкостенных деталях в большинстве случаев используют приварку гладких и резьбовых втулок, гаек, болтов и шпилек, предварительную пробивку отверстий и пр. Однако существующие способы не обладают достаточной технологичностью и приводят к дополнительным затратам труда, материальных и энергетических ресурсов. Одним из эффективных способов обеспечения технологичности процесса, снижения трудоемкости и затрат при изготовлении узлов крепления является пластическое сверление, представляющее собой процесс нагрева металла до состояния пластичности, достигаемого за счет сил трения, возникающих при контакте вращающегося с определенной частотой инструмента с тонкостенной деталью. Материал детали нагревается и под воздействием давления инструмента пластически деформируется, принимая форму инструмента (рис. 1).

В настоящее время в литературе рассмотрены вопросы повышения производительности и снижения трудоемкости изготовления узлов крепления [1, 2]. Малоисследованной областью при изготовлении узлов крепления остается влияние геометрических параметров инструмента (угол при вершине 2ϕ , фор-

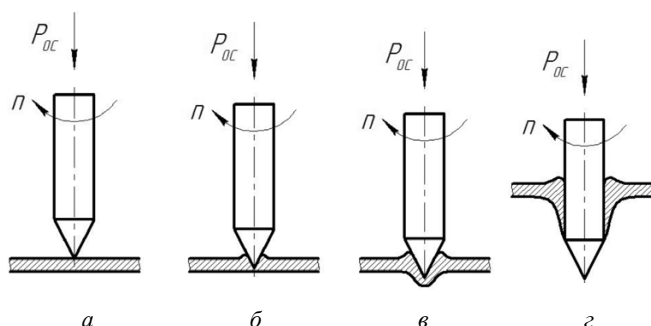


Рис. 1. Схема процесса пластического сверления

ма рабочей части) на точность размеров, шероховатость, возникновение при пластическом сверлении преобладающего вида брака – разрывов в теле узла крепления.

Одной из гипотез, объясняющих возникновение разрывов металла в теле узла крепления, является гипотеза, основанная на том, что на этапе окончательного формообразования узла крепления коническая часть инструмента выходит наружу и вызывает резкое увеличение радиально направленной силы на стенку втулки. Данное обстоятельство способствует формированию разрывов в зоне выхода рабочей части пуансона-сверла (рис. 2). Решением данной проблемы является применение в процессе пластического сверления инструмента (пуансона-сверла) с эллипсоидной формой рабочей части, позволяющей избежать резкого увеличения радиальной силы в зоне выхода рабочей части инструмента.

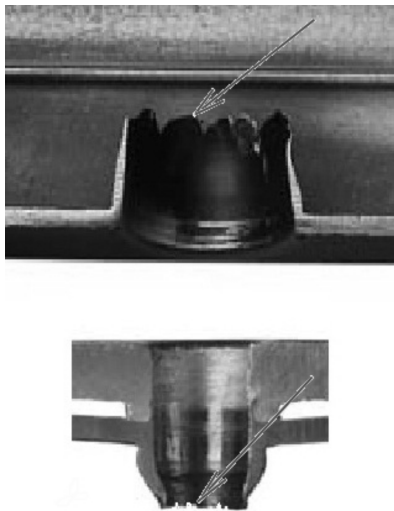


Рис. 2. Разрывы в теле узла крепления

С целью исследования влияния формы рабочей части пуансона-сверла на распределение растягивающих напряжений в формируемом узле крепления был проведен конечно-элементный анализ напряженно-деформированных состояний узла крепления.

Анализ проводился с момента образования отверстия в нижней части крепежного элемента до момента выхода рабочей части пуансона-сверла из зоны обработки в несколько этапов для инструментов с конической и эллипсоидной формами рабочих частей. В построенных моделях использовалась статическая схема нагружения. К пуансону-сверлу прилагалась осевая сила величиной 4000 Н. Температурой в зоне обработки и крутящим моментом инструмента пренебрегли. Был учтен коэффициент трения стали по карбиду вольфрама по сухой и чистой поверхности $k_{тр} = 0,5$.

На рис. 3 изображены эпюры распределения напряжений в теле узла крепления при пластическом

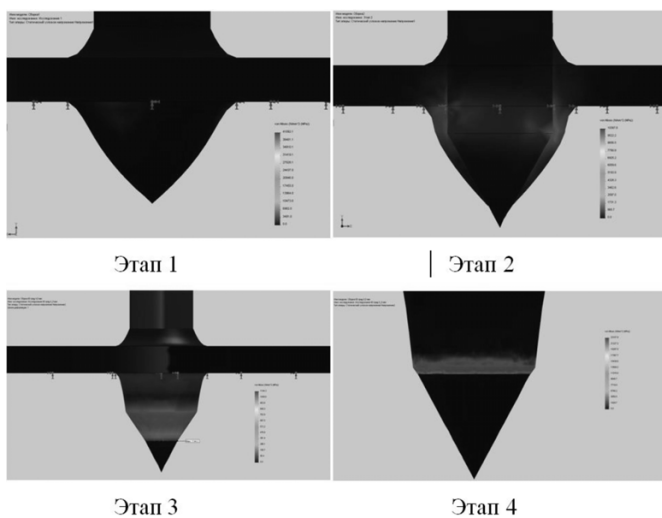


Рис. 3. Эпюры распределения напряжений в теле узла крепления

сверлении инструментом с конической формой рабочей части.

Принятые исходные данные процесса исследования: пуансон-сверло диаметром 9 мм, угол при вершине пуансона-сверла 60° (для инструмента с конической формой рабочей части), материал инструмента твердый сплав ВК8; толщина образца 3 мм, материал – конструкционная сталь Ст3. Сила, прилагаемая к инструменту, 4000 Н.

На рис. 4 изображены эпюры распределения напряжений в теле узла крепления при пластическом сверлении инструментом с эллипсоидной формой рабочей части. Принятые исходные данные процесса исследования: пуансон-сверло диаметром 9 мм, материал инструмента твердый сплав ВК8; толщина образца 3 мм, материал – конструкционная сталь Ст3. Сила, прилагаемая к инструменту 4000 Н.

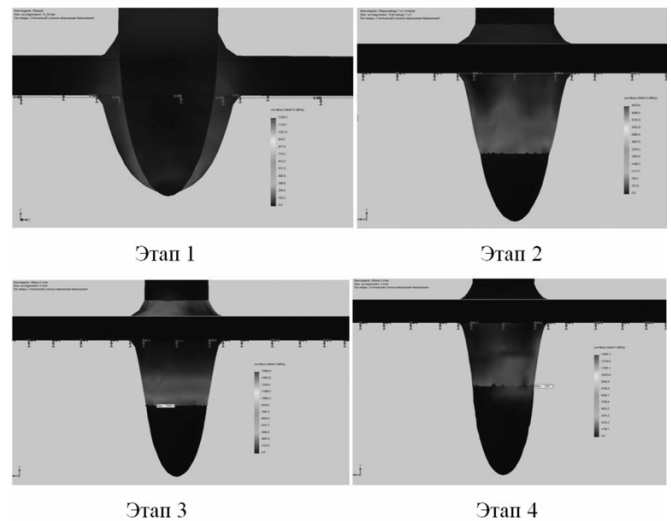


Рис. 4. Эпюры распределения напряжений в теле узла крепления

Из диаграммы, изображенной на рис. 5, видно, что при обработке пуансоном-сверлом с конической формой рабочей части в момент, когда пуансон-сверло находится в средней стадии обработки, напряжения резко возрастают по линейной зависимости вплоть до выхода инструмента из зоны обработки. Момент начала роста напряжений – это тот момент, когда зона максимальных напряжений сместилась с границы рабочей части инструмента на кромку образуемого отверстия. Наиболее вероятно, что на данном этапе начинается раскрытие трещин, так как кромка находится под действием резко увеличивающихся напряжений. При использовании пуансона-сверла с эллипсоидной формой рабочей части напряжения кратковременно возрастают на средней стадии обработки, а далее плавно снижаются. Это явление можно объяснить тем, что объем пластически деформи-

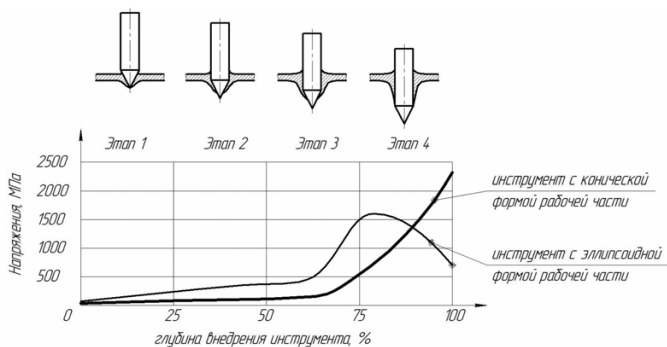


Рис. 5. Диаграмма зависимостей напряжения от глубины внедрения инструмента

руемого металла уменьшается, а угол при вершине инструмента практически не изменяется и близок к 0° (т. е. нормальная сила, действующая на стенки втулки, практически не увеличивается). В то время как при использовании инструмента с конической рабочей частью угол при вершине постоянен, сле-

довательно, нормальная сила продолжает увеличиваться по линейной зависимости.

Таким образом, теоретически доказано, что использование пуансона-сверла с эллипсоидной формой рабочей части позволяет снизить негативное влияние резкого увеличения радиальной силы на формирование узла крепления в зоне выхода рабочей части пуансона-сверла, тем самым обеспечивая качество узла крепления.

Список литературы

1. Золотов О.В. Совершенствование технологии обработки тонкостенных деталей методом пластического сверления: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Барнаул, 2007. – 20 с.
2. Хоменко В.В. Формообразование узлов крепления в тонкостенных деталях методом пластического сверления: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Барнаул, 2004. – 16 с.

Relationship of geometrical parameters of quality tools and manufacturing unit drilling mounting method of plastic

E. Y. Tatarkin, R. A. Anzyryaev

A finite-element analysis of stress-strain states of the mount in plastic drilling tool with a tapered and curved forms of the test section. Reflected the influence of the shape of the working tool on the occurrence of breaks in the plastic drilling.

Key words: geometric parameters of the instrument, the gap, the stress-strain state, plastic drilling, mount.

УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КОМБИНИРОВАННЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ*

*Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
Б.А. КРАСИЛЬНИКОВ, канд. тех. наук, профессор
Н.П. ГААР, канд. тех. наук, доцент
А.И. ЖУРАВЛЕВ, доцент
А.А. ЛОКТИОНОВ, аспирант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 10 сентября 2012 г.

Гаар Н.П. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: lianelas@mail.ru

Предложена установка для поляризационных исследований анодного поведения металлов и сплавов в условиях лазерно-электрохимической обработки с применением комбинации двух и более длин волн в одном пучке.

Ключевые слова: лазерно-электрохимическая обработка, модулятор частоты, поляризационные исследования.

Введение

Любые научные исследования начинаются с выбора методик, позволяющих определить закономерности протекания того или иного процесса. В традиционной электрохимической обработке такими методиками являются поляризационные исследования: потенциостатические и потенциодинамические. Эти же методы применимы в случае исследования анодного поведения металлов и сплавов при лазерно-электрохимической размерной обработке, являющейся перспективным методом [1–4].

Для проведения поляризационных исследований в стационарных условиях (без наложения лазерного излучения) необходим следующий комплекс экспериментального оборудования: задающее по определенному алгоритму потенциал или ток устройство; электрохимическая ячейка, включающая в себя катод, анод (исследуемый материал) и электрод сравнения; прибор, регистрирующий установившееся значение тока или напряжения (в зависимости от выбранной методики).

Введение же лазерного излучения в зону обработки при электрохимической активации процесса предъявляет определенные требования к применяе-

мому оборудованию. Прежде всего – это необходимость введения лазерного излучения в зону обработки, а в случае использования комбинированного лазерного излучения еще и совмещения нескольких длин волн в одном пучке.

Подробности экспериментов

Для исследования влияния лазерного излучения на электрохимические процессы была разработана установка с использованием специального источника лазерного излучения, схема которого показана на рис. 1.

Принцип действия данной установки: лазерное излучение, выходящее из лазерного источника 1, попадает на поворотные зеркала 2, а далее на нелинейный преобразователь 3.

Нелинейный преобразователь (модулятор), благодаря которому происходит изменение длины волны лазерного излучения (получение 2-й и 3-й гармоник для двух основных частот $\lambda = 1,06$ мкм и $\lambda = 1,32$ мкм), состоит из фокусирующей линзы и пещки с кристаллом. При этом фокусная плоскость линзы и пещки совпадают.

Принцип действия используемого модулятора заключается в следующем: лазерное излучение с длиной волны 1,06 мкм выходит из излучателя

* Исследования проведены при финансовой поддержке проекта, выполняемого в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ в 2012 г. и в плановом периоде в 2013-2014 гг. (Шифр заявки 7.759.2011 «Повышение конструктивной прочности материалов конструкционного и инструментального назначения методами, основанными на высокоэнергетическом воздействии»).

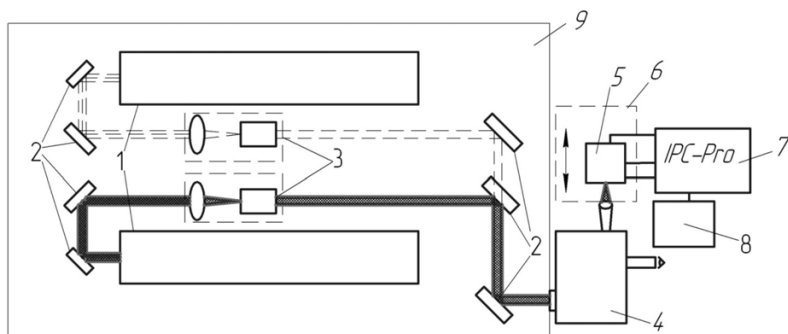


Рис. 1. Схема для реализации поляризационных исследований в условиях лазерной активации электрохимических процессов с использованием импульсного лазерного излучения с перенастраиваемой частотой:

1 – лазерный излучатель; 2 – поворотные зеркала; 3 – нелинейный преобразователь; 4 – система оптическая комбинированная (СОК); 5 – электрохимическая ячейка; 6 – предметный столик; 7 – потенциостат; 8 – персональный компьютер; 9 – оптическая скамья

и попадает на линзу, за которой находится печка с кристаллом. Фокус линзы и местоположение кристалла в печке совпадают. Кристалл при определенной температуре (148 °С) становится нелинейной средой, в которой поляризуемость вещества нелинейно зависит от напряженности электрического поля. Фокусная линза, установленная перед печкой, позволяет добиться высокой интенсивности излучения первой гармоники. Достижение определенного уровня интенсивности при отмеченном значении температуры является условием для генерации второй гармоники. Таким образом, при соблюдении двух этих условий при прохождении лазерного излучения 1,06 мкм на выходе из печки с кристаллом лазерное излучение содержит как длину волны 1,06 мкм (первая гармоника), так и 0,53 мкм (вторая гармоника). Для отделения длины волны 2-й гармоники за печкой установлено зеркало, которое отражает длину волны 2-й гармоники и пропускает длину волны 1-й гармоники. Отраженное излучение с помощью последующих зеркал передается в СОК, а пропущенное излучение поглощается экраном, установленным за зеркалом.

Если установленное за печкой разделяющее зеркало убрать из отражающей системы, то возможно получение лазерного излучения, содержащего в своем пучке две длины волны (1-ю и 2-ю гармоники).

Далее лазерное излучение проходит через СОК 4, фокусируется при помощи линзы, установленной на тубусе СОКа, вводится в электрохимическую ячейку 5 и, проходя через электролит, попадает на образец исследуемого материала. В случае необходимости получения 3-й гармоники после печки устанавливается следующий модулятор частоты. В таком случае на выходе второго модулятора возможно получение лазерного излучения с тремя длинами волн в одном

пучке. Если установить после второго модулятора частоты специальных разделяющих зеркал, то возможно выделять необходимую комбинацию длин волн. Например, 1-й и 3-й гармоники или 2-й и 3-й.

Настройка положения быстросменных зеркал осуществляется по совпадению отраженного и падающего луча от первой линзы СОКа.

Применение СОКа дает возможность плавного изменения диаметра зоны воздействия с визуальным контролем процесса (рис. 2), а при необходимости обеспечивает возможность фоторегистрации быстротекающих процессов в приэлектродных областях.

Важным условием при лазерной активации ЭХО является как совпадение размеров зоны лазерного воздействия и образца, так и их совмещение (центровка). Для определения местоположения луча на обрабатываемой поверхности в схеме, приведенной на рис. 1, используется пилотный (гелий-неоновый) лазер, входящий в конструкцию разработанного импульсно-периодического твердотельного лазера. Точность совпадения оптических осей лазера составляет 1 мм на длине 2000 мм.

Специальная электрохимическая ячейка (подробно описанная в работах [5, 6]) устанавливается на приспособление, которое имеет возможность передвижения вдоль оси лазерного излучения и по высоте. Применение такой конструкции приспособления для ячейки позволяет производить поднастройку ее положения при выставлении места наложения лазерного излучения. С целью неизменности положения самой ячейки при перенастройке для базирования в приспособлении предусмотрены два штифта.

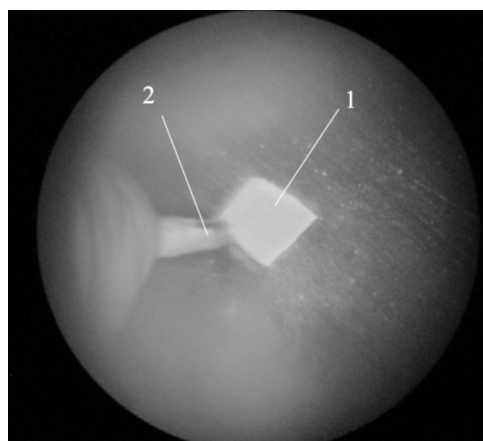


Рис. 2. Вид электродов через СОК:
1 – исследуемый образец; 2 – платиновый электрод сравнения

Вся установка помещается на оптическую скамью 9, благодаря чему удается обеспечить неизменность положения основных ее элементов в процессе исследования.

Вывод

Таким образом, представленная установка содержит все необходимые элементы приборной базы и позволяет производить исследования анодного поведения металлов и сплавов в условиях лазерной активации с применением комбинации нескольких длин волн в одном пучке.

Список литературы

1. *Possible ways for intensification of dimensional electrochemical machining (DECM)* / Kh.M. Rakhimyanov, N.P. Gaar // IFOST. Novosibirsk- Tomsk, Russia, June 23-29, 2008 -Proceedings of the third international forum on strategic technologies. – Novosibirsk, NSTU-2008. – P. 106–107.
2. *Пути интенсификации электрохимической размерной обработки* / Х.М. Рахимьянов, Н.П. Гаар // Ползуновский альманах. – Барнаул: Изд-во «АлтГТУ», 2008. – № 4. – С. 191–192.
3. *Интенсификация электрохимической размерной обработки нержавеющей стали лазерным излучением* / Х.М. Рахимьянов, Н.П. Гаар // Механика – XXI века. VII Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием. Сб. докладов конф., Братск, 18–20 марта 2008 г. – Братск: Изд-во ГОУ ВПО «БрГУ». – 2008. – С 149–152.
4. *Анодное поведение титанового сплава марки ОТ-4 в водном растворе хлорида натрия при интенсификации лазерным излучением процесса электрохимического растворения* / Х.М. Рахимьянов, Н.П. Гаар, К.Х. Рахимьянов, А.А. Локтионов // Инновационные технологии в машино- и приборостроении. Материалы Междунар. науч.-практ. конф. 14 апреля 2010 г. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2010 г. – С. 47–50.
5. *Электрохимическая ячейка для исследования интенсификации ЭХРО лазерным излучением* / Х.М. Рахимьянов, Н.П. Гаар // Современные пути развития машиностроения и автотранспорта Кузбасса. Труды Первой всерос. науч.-техн. конф. – Кемерово: ГУ КузГТУ, 2007. – С. 251–254.
6. *Установка для исследования электрохимических процессов в условиях лазерной активации процесса электрохимической размерной обработки* / Х.М. Рахимьянов, А.И. Журавлев, Н.П. Гаар // Научный вестник НГТУ. – 2010. – № 2 (39). – С. 133–144.

Installation for studying materials under Laser-electrochemical treatment combined radiation

K.M. Rakhimyanov, B.A. Krasilnikov,
N.P. Gaar, A.I. Zhuravlev, A.A. Loktionov

The installation for anodic polarization studies of metals and alloys behavior during laser-electrochemical treatment with using a combination of two or more wavelengths in a single beam proposed.

Key words: laser-electrochemical treatment, frequency modulator, a polarization study.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ*

*Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор
Ю.С. СЕМЕНОВА, ассистент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 10 сентября 2012 г.

Рахимьянов Х.М. – 630092, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: tms-ngtu@mail.ru

Представлены результаты исследования влияния условий и режимов обработки ультразвуковым пластическим деформированием на формирование микрорельефа и волнистости на обрабатываемой поверхности. Предложены технологические рекомендации по выбору режимных параметров, обеспечивающих необходимую геометрию обрабатываемой поверхности.

Ключевые слова: ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование, микрогеометрия, шероховатость, волнистость.

Благодаря механофизическим особенностям ультразвукового пластического деформирования (УЗПД) данный метод обработки позволяет создавать на поверхности деталей регулярный или частично регулярный микрорельеф с возможностью управления его геометрическими параметрами в широком диапазоне. УЗПД заключается в приложении многократной ударной нагрузки к обрабатываемой поверхности, при этом за единичный удар деформируется лишь небольшой ее участок, поэтому необходимо задавать относительное перемещение инструмента и детали. При токарной схеме обработки детали сообщается вращательное движение, а инструменту поступательное.

В работах [1, 2] представлена модель формирования микрорельефа для расчета его геометрических параметров, определены условия формирования регулярного микрорельефа, показаны формы его фрагментов. Согласно исследованиям форма фрагмента может быть одной из четырех видов (четырёхугольная, правильная шестиугольная, неправильная шестиугольная с различным наклоном). При этом вид будет определяться в зависимости от дробной части числа отпечатков, укладываемых на один виток при вращении детали. Следует дополнить, что форма фрагментов в зависимости от соотношений кинема-

тических параметров обработки может быть в различной степени вытянутой, как показано на рис. 1, а, б. Так, фрагменты правильной шестиугольной формы получаются при следующем соотношении расстояний между соседними отпечатками в направлениях скорости и подачи:

$$\frac{l_V^2}{l_S^2} = \frac{4}{3}, \quad (1)$$

где l_S – расстояние между соседними отпечатками в направлении подачи, равное подаче за один оборот, мм; l_V – расстояние между соседними отпечатками в направлении линейной скорости вращения детали, мм:

$$l_V = \frac{\pi d n}{6 \cdot 10^4 \cdot f}, \quad (2)$$

где n – частота оборотов детали, об/мин; d – диаметр детали, мм; f – частота ультразвуковых колебаний инструмента, кГц.

При увеличении значения $l_V \left(l_V < 2l_S \sqrt{\frac{1}{3}} \right)$ фрагмент наклоняется в сторону, противоположную подаче, при уменьшении – по направлению подачи.

* Исследования проведены при финансовой поддержке проекта, выполняемого в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ в 2012 г. и в плановом периоде в 2013-2014 гг. (Шифр заявки 7.759.2011 «Повышение конструктивной прочности материалов конструкционного и инструментального назначения методами, основанными на высокоэнергетическом воздействии»).

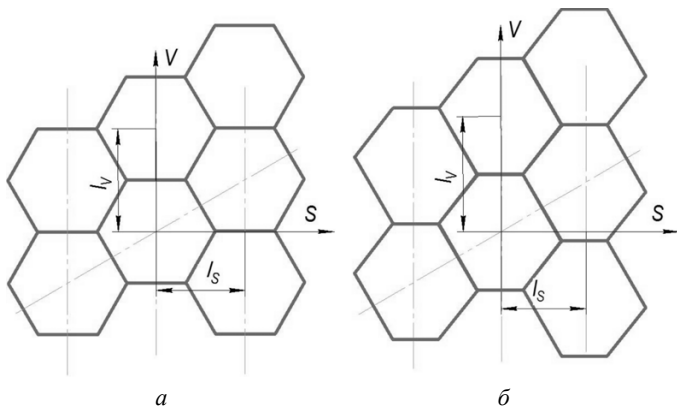


Рис. 1. Изменение формы фрагмента в зависимости от соотношения расстояний между соседними отпечатками в направлениях V и S

Соотношение высоты фрагмента к его ширине влияет на равномерность геометрических свойств поверхности (шага в направлении V и S), что необходимо учитывать при обеспечении требуемой шероховатости.

Согласно предложенной математической модели был рассчитан параметр высоты микронеровностей, близкий к параметру Rz (ГОСТ 2789-73). Расчетный параметр определялся как максимальная глубина единичного фрагмента микрорельефа, представляющего собой участок сферы, ограниченный линиями пересечения соседних отпечатков ультразвукового инструмента. На рис. 2 представлены зависимости значений высоты микронеровностей, полученных расчетом из математической модели.

Помимо возможности управления микрогеометрией поверхности следует отметить возможность создания волнистости на изначально гладкой поверхности. Проведенные исследования показали, что факторами, оказывающими наибольшее влияние на геометрические параметры поверхности при УЗПД, являются исходная шероховатость и твердость обрабатываемого материала, а также режимы обработки.

В работах [3–5] представлена модель формирования волнистости, позволяющая рассчитать ее геометрические параметры (шаг и угол наклона волн) в зависимости от режимов обработки, выявлены условия и закономерности формирования волнистости для различных обрабатываемых материалов. В работе [5] приведены результаты исследования влияния условий УЗПД на стабильность формирования рисунка волнистости. Следует отметить, что в ходе экспериментов были выявлены случаи, когда на поверхности возникали

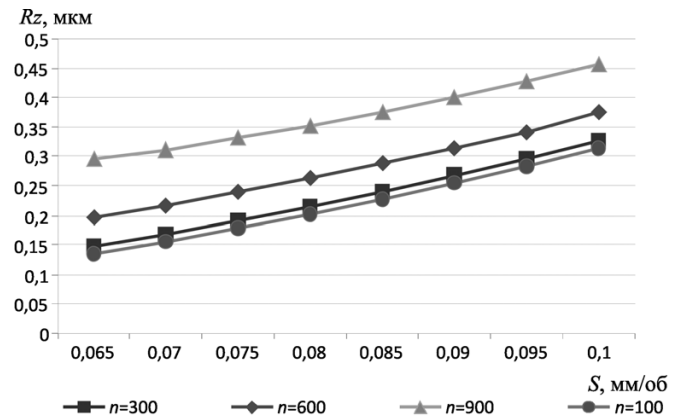


Рис. 2. Изменение параметра шероховатости Rz в зависимости от режимов обработки: $n = 100 \dots 900$ об/мин; $S = 0,06 \dots 0,11$ мм/об; $F_{ст} = 15$ кг; $2A = 25$ мкм; $f = 22,4$ кГц; $d = 45$ мм

волны, характеризующиеся нестабильностью геометрических параметров. Анализ модели формирования рисунка волнистости показал, что причиной нестабильности может оказаться дрейф частоты ультразвуковых колебаний. При исследовании изменения данной величины за время работы генератора выяснилось, что при его нагреве в течение первых 10 мин работы происходит падение частоты на 67...75 Гц, после чего процесс стабилизируется (рис. 3).

График изменения угла наклона волн α в зависимости от частоты ультразвуковых колебаний f , полученный с использованием разработанной модели формирования волнистости (рис. 4) показывает, что даже при изменении f на 50 Гц угол α действительно изменяется в широком диапазоне своих значений. Это подтверждает работоспособность модели в условиях нестабильности частотных параметров обработки. Для устранения нестабильности формирования рисунка волнистости предложено применение предварительной выдержки работающего генератора в течение 10 мин перед обработкой.

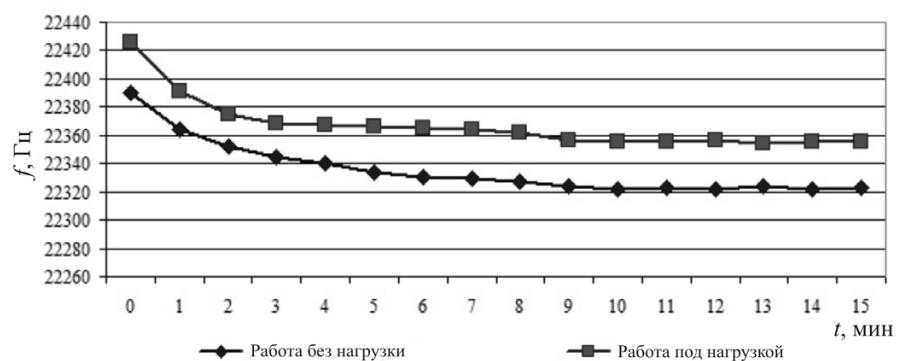


Рис. 3. Дрейф частоты генератора ультразвуковых колебаний в течение первых минут работы

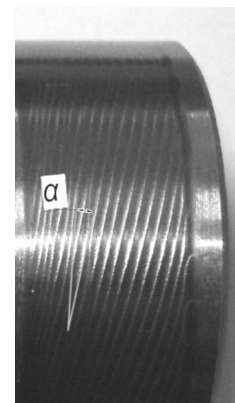
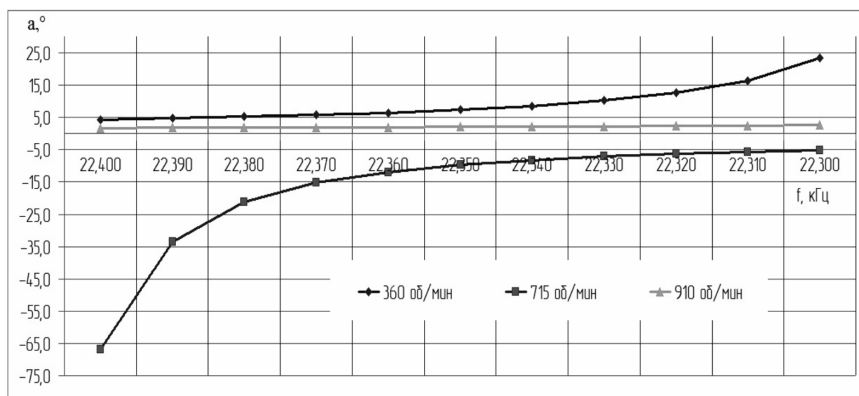


Рис. 4. Изменение угла наклона волн α в зависимости от частоты колебаний инструмента при частотах вращения детали 360, 715 и 910 об/мин

Установлено влияние жесткости технологической системы на формирование волнистости. В частности, замена заднего центра на более жесткий привела к уменьшению разброса значений геометрических параметров волнистости.

В практике упрочняюще-отделочных обработок появления волнистости стараются избегать. В работе [4] показано, что для обеспечения гладкого рельефа без волнистости необходимо увеличивать значение подачи и скорости, что, в свою очередь, приводит к снижению упрочняющего эффекта.

Увеличение упрочняющего эффекта в этом случае обеспечивается применением многопроходной обработки.

В результате анализа проведенных исследований предложены технологические рекомендации, представленные в виде номограммы (рис. 5). Номограмма позволяет в зависимости от твердости материала и исходной шероховатости поверхности подобрать необходимое статическое усилие, обеспечивающее отсутствие следов предшествующей обработки и определяющее необходимую величину подачи для получения рельефа без волн пластического течения.

Значение подачи определяется через ограничивающий параметр – диаметр пластического отпечатка инструмента ($D_{пл}$). Так, при исходной шероховатости 10 мкм поверхности детали, изготовленной из материала с твердостью 2000 МПа, при амплитуде колебаний ультразвукового инструмента $2A = 25$ мкм необходимое статическое усилие составит 165 Н, при этом диаметр пластического отпечатка 567 мкм. В этом случае минимально допустимая величина подачи, при которой волны не будут образовываться, составит 0,07 мм/об.

Таким образом, проведенные исследования позволяют выбирать необходимые режимы обработки для обеспечения требуемого геометрического состояния поверхности и упрочняющего эффекта для материалов различной твердости. В частности, технологические рекомендации дают возможность управлять шероховатостью поверхности в широком диапазоне и фор-

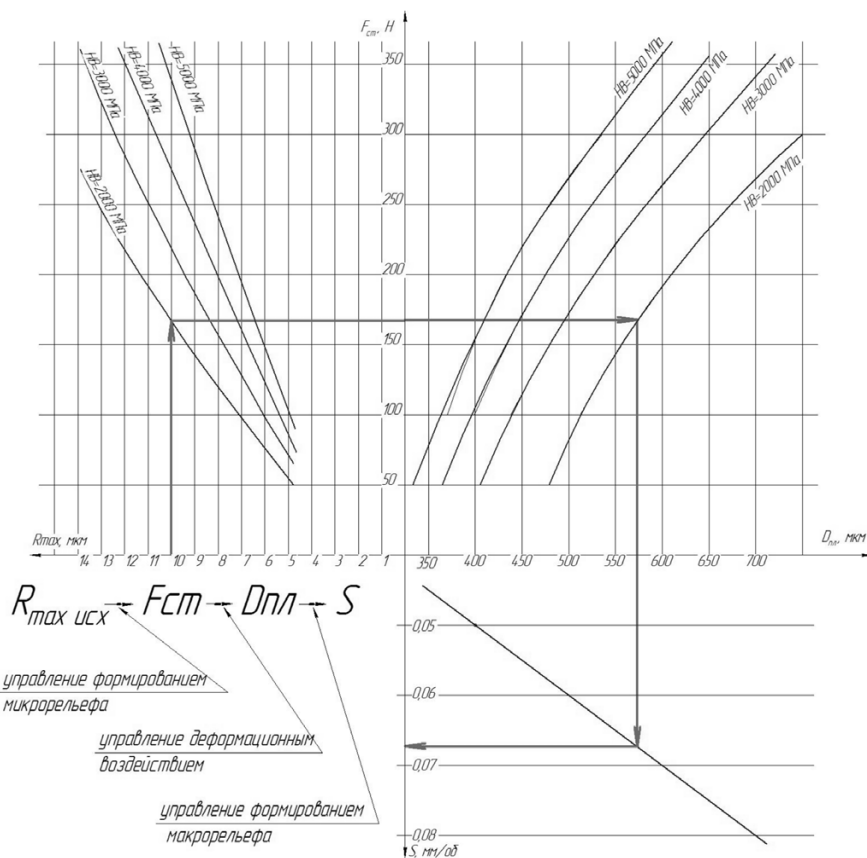


Рис. 5. Номограмма для определения параметров обработки при известных HB, R_{max} исходной поверхности и фиксированных параметрах $2A = 25$ мкм, $D_c = 8$ мм, $f = 22,4$ кГц

мой фрагментов микрорельефа, а также получать рисунок волнистости с заданным значением шага и угла наклона волн.

Список литературы

1. *Высокоэнергетические* процессы обработки материалов / О.П. Солоненко, А.П. Алхимов, Х.М. Рахимьянов и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 2000 – 425 с., [0.4] л. вкл. – (Низкотемпературная плазма. Т. 18).

2. *Рахимьянов Х.М.* Моделирование процесса формирования регулярного микрорельефа при ультразвуковом пластическом деформировании / Х.М. Рахимьянов, Ю.С. Семенова // Упрочняющие технологии и покрытия. – М.: Машиностроение. – 2010. – № 2. – С. 3–9.

3. *Рахимьянов Х.М.* Повышение качества поверхностного слоя деталей с покрытиями малой толщины из на-

нокристаллических порошков ультразвуковым пластическим деформированием / Х.М. Рахимьянов, Ю.С. Семенова, М.А. Третьяков // *Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты.* – 2011. – № 3 (52). – С. 18–22.

4. *Рахимьянов Х.М.* Условия образования волнистости поверхности при ультразвуковом пластическом деформировании металлических материалов / Х.М. Рахимьянов, Ю.В. Никитин, Ю.С. Семенова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2012. – № 1 (54). – С. 4–9.

5. *Рахимьянов Х.М.* Влияние условий обработки при ультразвуковом деформировании пластичных материалов на стабильность формирования макрогеометрии поверхности / Х.М. Рахимьянов, Ю.С. Семенова // *Инновации в машиностроении: сб. тр. 2-й междунар. науч.-практ. конф., Кемерово, 6–8 окт. 2011 г.* – Кемерово : Изд-во КузГТУ, 2011. – С. 419–424.

Technological support of geometrical parameters of surface quality with ultrasonic plastic deformation

Kh. M. Rakhimyanov, Y. S. Semenova

Research results of influence of conditions and processing modes on microrelief and waviness formation by ultrasonic plastic deformation are presented. Technological recommendations about a choice of the regime parameters, providing necessary geometry of the processed surface, are offered.

Key words: ultrasonic surface plastic deformation, microgeometry, roughness, waviness.

МОДЕРНИЗАЦИЯ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОАЛМАЗНОГО ШЛИФОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ*

*Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
Б.А. КРАСИЛЬНИКОВ, канд. техн. наук, профессор,
К.Х. РАХИМЯНОВ, канд. техн. наук, доцент
А.С. ЕРЕМИНА, ассистент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 10 сентября 2012 г.

Рахимьянов К.Х. – 630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: backtof79@mail.ru

Рассмотрены вопросы модернизации оборудования для электроалмазного шлифования изделий из аморфных и нанокристаллических сплавов.

Ключевые слова: электроалмазное шлифование, аморфный сплав, нанокристаллический сплав.

Введение

Развитие современной промышленности в настоящее время невозможно без создания качественно новой продукции и изделий. Это требует разработки новых материалов, обладающих более высокими эксплуатационными свойствами, что неукоснительно влечет за собой необходимость развития металлообрабатывающей отрасли. При разработке новых технологий обработки таких материалов, в частности комбинированных физико-механических методов, возникает необходимость и в развитии технологического оборудования.

Сложность обработки такого вида изделий с качественно новыми физическими свойствами заключается в чрезвычайно высокой твердости и повышенной хрупкости материалов, из которых они изготовлены. Успешное применение в данной ситуации нашло электроалмазное шлифование (ЭАШ), для реализации которого требуется создание нового или модернизация существующего оборудования.

С экономической точки зрения очевиден выбор в пользу модернизации существующих станков. Отправной точкой при выборе типа оборудования служит предполагаемый объем выпуска изделий, а также их конструктивные особенности.

Как известно, наиболее пригодными для модернизации являются станки шлифовальной группы, а именно – заточные, плоско-, кругло- и внутришлифовальные. Для обработки деталей определенных конструкций целесообразен выбор фрезерных станков.

В целом модернизация станка под метод электроалмазного шлифования заключается в разработке и оснащении его системой подвода напряжения к вращающемуся алмазному кругу (катоде) и обрабатываемой детали (аноду). Для этого необходимо выполнить электрическую развязку частей станка, связанных со шпинделем, с алмазным кругом от стола с деталью. Станки фрезерной группы требуют модернизации привода главного вращения для обеспечения рабочих скоростей шлифовального круга. Для заточных станков без гидравлического привода стола необходимо их оснащение электромеханическим приводом.

Подробности экспериментов

Для серийного выпуска изделий, выполненных из нанокристаллических (аморфных) сплавов различных марок, представляющих собой разного рода магнитопроводы, которые по своей кон-

* Исследования проведены при финансовой поддержке проекта, выполняемого в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ в 2012 г. и в плановом периоде в 2013-2014 гг. (Шифр заявки 7.759.2011 «Повышение конструктивной прочности материалов конструкционного и инструментального назначения методами, основанными на высокоэнергетическом воздействии»).

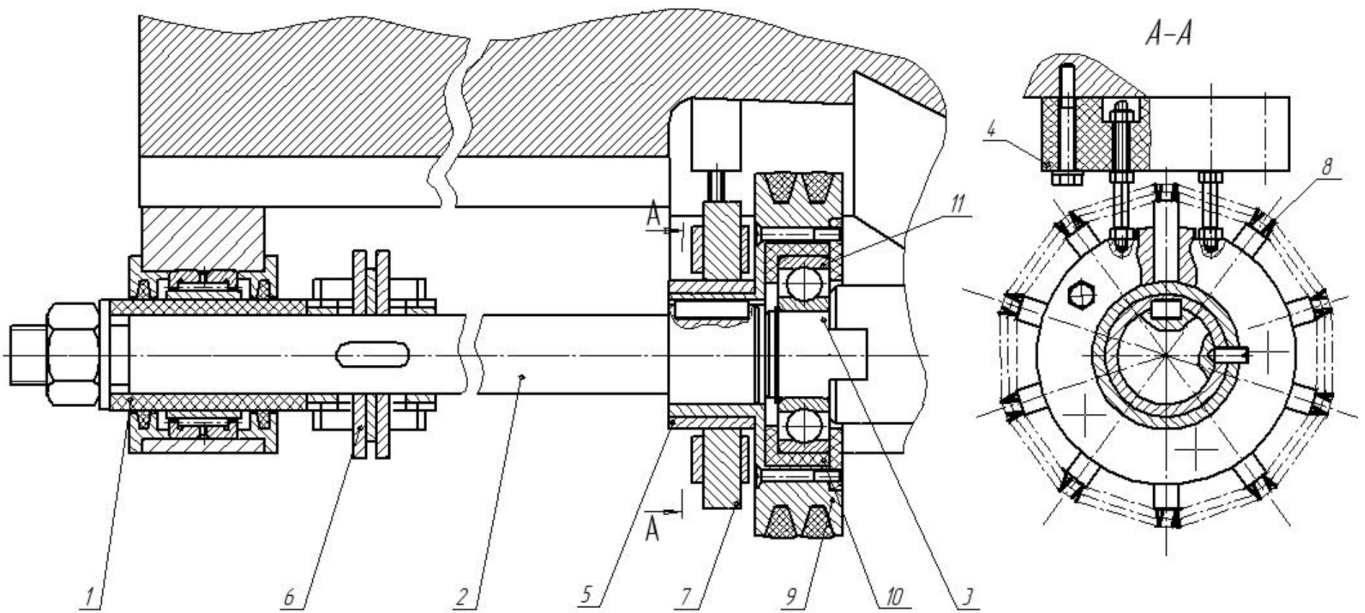


Рис. 1. Инструментальный шпиндельный узел полуавтомата модели ЕЗС-167.2

1 – втулка капралактановая передняя; 2 – шпиндель; 3 – опора неподвижная (оправка); 4 – вставка текстолитовая; 5 – коллектор медный; 6 – инструментальный блок; 7 – щетки меднографитовые; 8 – пружина; 9 – шкив; 10 – втулка капралактановая задняя; 11 – подшипник

струкции могут быть разрезными либо могут подвергаться последующей механической обработке, в качестве базовой модели станка был выбран специальный полуавтомат Егорьевского станкостроительного завода модели ЕЗС-167.2. Выбор данной модели обусловлен наличием у станка шести шпинделей для установки деталей, три из которых являются рабочими, три – загрузочными. При анализе технических характеристик полуавтомата было выявлено несоответствие частот вращения инструментального шпинделя, диапазон которых (62...236 об/мин) не обеспечивает установленных режимов ЭАШ по скорости шлифования. Для устранения выявленного несоответствия было принято решение об исключении из кинематической цепи «двигатель – инструментальный шпиндель» понижающего редуктора и введение в нее клиноременной передачи с требуемым передаточным числом.

Для реализации метода электроалмазного шлифования необходимо оснащение станка модернизированным источником постоянного тока для подведения технологического напряжения (8 В). На инструментальном шпинделе размещено контактно-щеточное устройство (рис. 1). При его конструировании требуется соблюдение следующих требований: хорошая прирабатываемость щеток, малое трение, малый износ коллектора и обеспечение необходимых условий электрической коммутации. Для этого использованы меднографитовые щетки 7, которые контактируют с коллектором 5, выполненным из меди и располо-

женным на шкиве 9. Щетки поджимаются к коллектору пружиной 8.

Для электрической развязки инструментального шпиндельного узла и обрабатываемого изделия шпиндель 2 изолирован от станка капралактановыми втулками 1, 10, выполненными из изоляционного материала. Токосводящее устройство изолировано от станка текстолитовой вставкой 4. Для исключения в процессе обработки попадания электролита в контактно-щеточное устройство требуется оградить последний специальным кожухом (на рис. 1 кожух не показан).

Увеличение жесткости инструментального шпиндельного узла обеспечено введением дополнительной неподвижной опоры (оправки) 3, на которой через подшипник 11 установлен шкив 9.

Шпиндель 2 оснащен тремя настроенными на размер инструментальными блоками 6 [1].

В данном полуавтомате реализованы следующие движения: поворот бабки с шестью шпинделями (по три с противоположных сторон) для подачи заготовок в рабочую зону (рис. 2) и снятия обработанных деталей в зоне выгрузки; продольное перемещение корпуса для подвода деталей в зону обработки; вертикальное перемещение инструментального шпиндельного узла на длину рабочего хода.

Значения вертикальных подач, находящихся в диапазоне 0...1100 мм/мин, удовлетворяют установленным величинам подач при ЭАШ.

В конструкции шпинделя для установки и закрепления детали предусмотрено бандажирование,

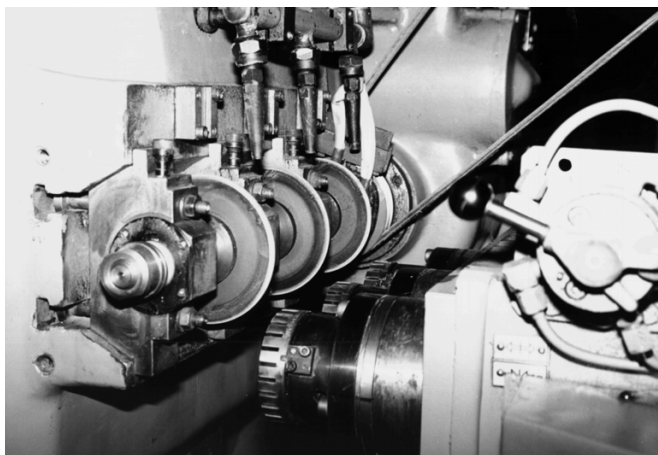


Рис. 2. Рабочая зона полуавтомата модели EZC-167.2

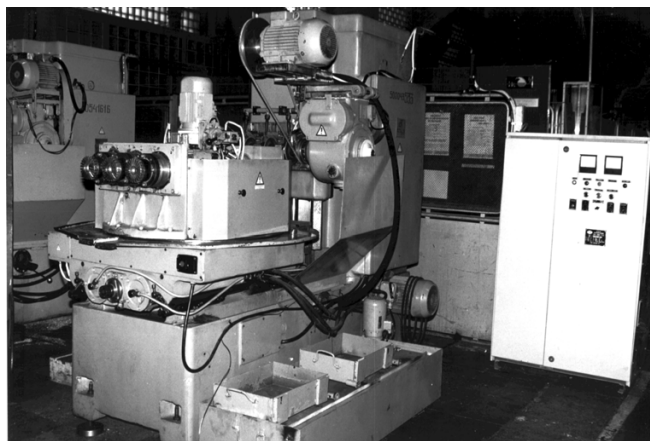


Рис. 3. Внешний вид комплекса

необходимое для обеспечения целостности конструкции обрабатываемого изделия во время его обработки [2].

Полуавтомат оснащен системой подачи и очистки электролита с баком общей емкостью 100 литров. Внутри бака выполнен отстойник, исключающий попадание продуктов ЭАШ в зону обработки. Для продления срока службы электролита рекомендовано применять фильтрующие устройства или центрифуги для удаления шлама. Внешний вид комплекса показан на рис. 3.

Вывод

В результате модернизации зубопрорезного полуавтомата модели EZC-167.2 под метод электро-

алмазного шлифования появилась возможность обработки изделий из труднообрабатываемых материалов, в частности из нанокристаллических и аморфных сплавов.

Список литературы

1. Рахимьянов Х.М. Точность формообразования при электроалмазной прорезке пазов в аморфных и нанокристаллических сплавах / Х.М. Рахимьянов, Б.А. Красильников, К.Х. Рахимьянов // Обработка металлов. – 2006. – № 2 (31). – С. 32–33.
2. Рахимьянов К.Х. Электроалмазная обработка аморфных и нанокристаллических сплавов // Механика – XXI век. VII Всерос. науч.-техн. конф. с международным участием: сб. докладов. – Братск: ГОУ ВПО «БрГУ», 2008. – С. 205–209.

Modernization of equipment for electrodiamond grinding of products of amorphous and nanocrystalline alloys

Kh.M. Rakhimyanov, B.A. Krasilnikov,
K.Kh. Rakhimyanov, A.S. Eremina

The problems of modernization of equipment for electrodiamond grinding of products of amorphous and nanocrystalline alloys are considered.

Key words: electrodiamond grinding, amorphous alloy, nanocrystalline alloy.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ РАСТВОРЕНИЕ СТАЛИ 110Г13Л*

Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор
Б.А. КРАСИЛЬНИКОВ, канд. техн. наук, профессор
В.В. ЯНПОЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, доцент
А.А. МАРФЕЛЁВ, магистрант
А.Ю. КОНЕВ, магистрант
 (НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 10 сентября 2012 г.

Рахимьянов Х.М. – 630092, Новосибирск, Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, e-mail: tms-ngtu@mail.ru

Проведены экспериментальные исследования электрохимического поведения стали 110Г13Л в водных растворах нейтральных солей NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl . Установлено, что электрохимическое растворение стали 110Г13Л в водных растворах нейтральных солей NaNO_3 и NaCl сопровождается участками торможения процесса, связанными с образованием окисных пленок.

Ключевые слова: электрохимическое растворение, пассивация поверхности, окисная пленка, электроалмазное шлифование.

Введение

Широкое применение сталь 110Г13Л нашла при изготовлении деталей, которые работают на износ в условиях скольжения, трения под действием статических и высоких динамических нагрузок, а именно щек дробилок, траков гусеничных машин, железнодорожных крестовин, стрелочных переводов и других тяжело нагруженных деталей. В исходном состоянии сталь имеет аустенитную структуру с твердостью 250 *HВ* и обладает высокой вязкостью. Под воздействием различных динамических нагрузок, холодной деформации стали 110Г13Л твердость повышается до 600 *HВ*. В случае если детали работают в условиях высоких давлений и нагрузок от удара, которые вызывают наклеп, то такие показатели, как износостойкость и твердость, возрастают. Вместе с тем при увеличении твердости возникают определенные сложности с механической обработкой стали 110Г13Л. Применение традиционных методов формообразования для изготовления деталей из указанной стали сопровождается повышением температуры в зоне резания вследствие возникновения значительных сил резания, что негативно влияет на качество обработанной поверхности, в частности, приводит к образованию дефектов. Кроме того, стойкость режущего инструмента при формообразовании стали 110Г13Л крайне низка вследствие ее

склонности к самоупрочнению. Сталь 110Г13Л имеет сравнительно невысокие исходные механические характеристики, но приобретает в процессе резания высокие вторичные механические свойства, в основном деформационной природы. В связи с этим для обработки стали с высокой производительностью и качеством поверхностного слоя необходимо уменьшить деформационное воздействие на материал. Решение этого вопроса возможно за счет применения комбинированных методов формообразования, в частности электроалмазного шлифования.

Электроалмазное шлифование – комбинированный процесс, совмещающий электрохимическое растворение материала и механическое резание зернами алмазного круга. Производительность обработки определяется скоростью анодного растворения и режимами механического резания. Электрохимическое растворение обрабатываемого материала способствует уменьшению шероховатости поверхности, сил при последующем резании алмазными зернами [1]. Исследование особенностей анодного поведения металлов и сплавов в электролитах различного состава возможно при изучении анодных поляризационных характеристик, устанавливающих зависимость скорости электрохимического растворения, которая характеризуется величиной плотности тока, от потенциала анода.

* Исследования проведены при финансовой поддержке проекта, выполняемого в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ в 2012 г. и в плановом периоде в 2013-2014 гг. (Шифр заявки 7.759.2011 «Повышение конструктивной прочности материалов конструкционного и инструментального назначения методами, основанными на высокоэнергетическом воздействии»).

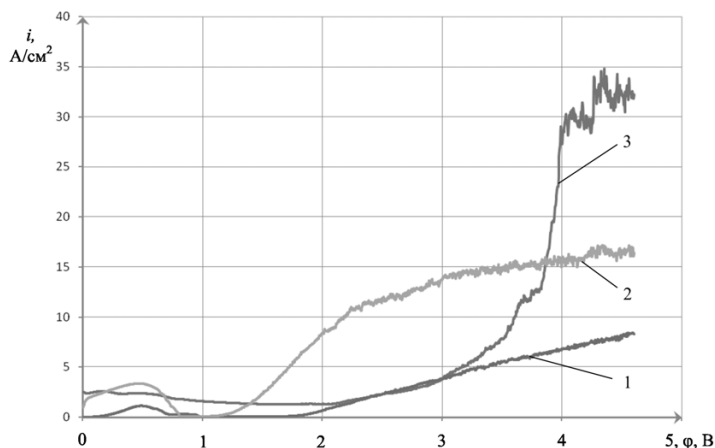
Методика проведения экспериментов

Поляризационные исследования проводились на потенциостате *IPC Pro*. Потенциал анода изменялся от 0 до 4,5 В. В качестве электрода сравнения применялся платиновый электрод. Перед погружением в ячейку образцы зачищали на наждачной бумаге и промывали дистиллированной водой. В качестве электролитов были использованы растворы нейтральных солей NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl в воде, широко применяемые в практике электрохимической обработки [2]. Электролиты готовили из солей марки «ч.д.а.» и «х.ч.».

Результаты и обсуждение результатов исследований

В результате проведенных экспериментальных исследований были получены поляризационные кривые электрохимического растворения стали 110Г13Л в водных растворах нейтральных солей NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl (см. рисунок). Из рисунка видно, что растворение исследуемой стали в водном растворе 10 % Na_2SO_4 (см. рисунок, кривая 1) происходит в активном состоянии в диапазоне потенциалов от 1 до 4,5 В, о чем свидетельствует непрерывное увеличение плотности тока с повышением потенциала анода.

Вероятно, анион SO_4^- препятствует образованию окисной пленки на поверхности стали, вытесняя кислород. Однако следует отметить, что плотность тока при растворении стали в сульфатном электролите значительно ниже, чем при растворении в нитратном растворе (см. рисунок, кривая 2). Это объясняется тем, что электропроводность сульфатного раствора в 2–2,2 раза ниже по сравнению с нитратным электролитом. Растворение стали 110Г13Л в нитратных и хлоридных растворах (см. рисунок, кривые 2 и 3) происходит со значительными участками торможения процесса в области потенциалов $\varphi = 0,5 \dots 1,5$ В и $\varphi = 0,5 \dots 2,5$ В соответственно. Увеличение поляризации анода ведет к снижению плотности тока – одной из основных характеристик скорости электрохимического растворения. Это связано с образованием на поверхности анода



Поляризационные кривые анодного растворения стали 110Г13Л в водных растворах нейтральных солей:

1 – 10 % Na_2SO_4 , 2 – 10 % NaNO_3 , 3 – 10 % NaCl

окисной пленки. Несмотря на небольшую толщину, порядка 30...50 Å, окисные пленки обладают значительным омическим сопротивлением, что приводит к переходу металла в пассивное состояние [1].

Вывод

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что электрохимическое растворение стали 110Г13Л в водных растворах нейтральных солей NaNO_3 и NaCl сопровождается участками торможения процесса, связанного с образованием окисных пленок. Растворение исследуемой стали в сульфатном растворе происходит в активном состоянии в диапазоне потенциалов от 1 до 4,5 В, однако величина плотности тока значительно ниже, чем при растворении в нитратном растворе.

Список литературы

1. Щербак М.В. Основы теории и практики электрохимической обработки металлов и сплавов / М.В. Щербак, М.А. Толстая, А.П. Анисимов, В.Х. Постановов // – М.: Машиностроение, 1981. – 263 с.
2. Рахимьянов Х.М. Анодное растворение быстрорежущей стали Р6М5 и ее составляющих в водных растворах / Х.М. Рахимьянов, Б.А. Красильников, В.В. Янпольский // Сб. науч. тр. НГТУ. – 2003. – № 4 (34). – Новосибирск, 2003. – С. 141–146.

Electrochemical dissolution of steel 110G13L

K.M. Rakhimyanov, B.A. Krasilnikov, V.V. Yanpolskiy,
A.A. Marfelev, A.Y. Konev

Experimental studies of electrochemical dissolution 110G13L in aqueous neutral salt NaNO_3 , Na_2SO_4 and NaCl . Found that the electrochemical dissolution 110G13L steel in aqueous solutions of neutral salts NaNO_3 and NaCl is accompanied by inhibition of the sites associated with the formation of oxide films.

Key words: electrochemical dissolution, passivation of the surface, oxide film, elektrodiamond grinding.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ОРИЕНТИРОВАННЫХ ШЛИФОВАЛЬНЫХ ЗЕРЕН

В.А. КОРОТКОВ, канд. техн. наук, доцент,
Е.М. МИНКИН, аспирант,
(ФГБОУ ВПО КузГТУ им. Т.Ф. Горбачева,
г. Кемерово)

Статья поступила 27 июля 2012 года

Коротков В.А. – 650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, Кузбасский государственный технический университет, e-mail: korotkov-va@mail.ru

Установлена взаимосвязь передних углов шлифовальных зерен с разновидностями их формы, пространственной ориентации и износа, а также с величинами напряжений, возникающих в зернах при работе.

Ключевые слова: шлифование, шлифовальные инструменты, отрезные шлифовальные круги, шлифовальные зерна, передние углы шлифовальных зерен, коэффициент формы зерен, угол ориентации зерен, износ зерен, прочность зерен, напряжения в шлифовальных зернах.

Прочность зерен, находящихся в шлифовальных инструментах, зависит от ряда факторов, в числе которых: физико-механические свойства абразивных материалов, глубина заделки зерен в связку, зернистость, номер структуры, характер воздействия силовой нагрузки, схема шлифования, форма инструментов и др. В том числе на прочность зерен влияет геометрия их режущей части, которая, в свою очередь, определяется их формой и расположением в теле инструментов, а также характером износа и оказывает существенное влияние на эффективность процесса резания. В этом контексте представляется полезным исследование зависимости величин передних углов ориентированных шлифовальных зерен от разновидности их формы с учетом фактора износа, а также установление взаимосвязи формы и ориентации зерен с величинами напряжений, возникающих в них при работе.

Исследования проводились на примере зерен нормального электрокорунда марки 13А40Н, для которых на первом этапе произведена количественная оценка формы в трехмерном пространстве. Форма зерен оценивалась с помощью специально разработанной методики и программы для ЭВМ [1, 2] путем использования понятия коэффициента формы, равного отношению диаметров описанных вокруг контуров зерен сфер ($D_{оп}$) к диаметрам вписанных в них сфер ($D_{вп}$). В соответствии с методикой на изображениях зерен, полученных с помощью микроскопа и цифрового фотоаппарата, проводились главные оси, которые разбивались на 12 – 20 участков (через 25 мкм

истинного размера зерна), на которых проводилась оценка передних углов. Таким измерениям подвергались не менее 50 отдельных зерен из исследуемой фракции, а на основе полученных данных строился график (рис. 1) и математические модели.

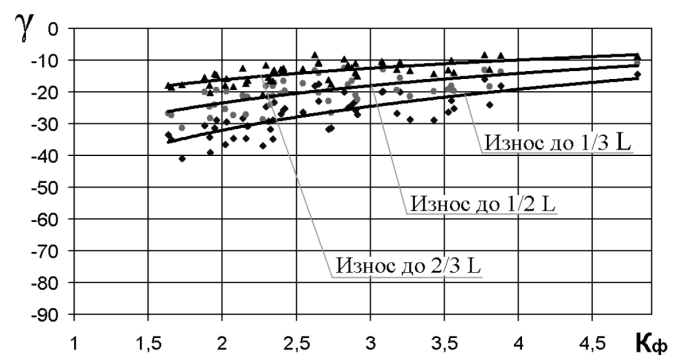


Рис. 1. Зависимость величин передних углов γ радиально ориентированных к плоскости резания зерен от коэффициента формы K_ϕ с учетом фактора износа

$$\text{Износ до } 1/3 L: \gamma = 18,61 \cdot \ln(K_\phi) - 44,91 \quad R^2 = 0,65; \quad (1)$$

$$\text{Износ до } 1/2 L: \gamma = 13,41 \cdot \ln(K_\phi) - 32,69 \quad R^2 = 0,54; \quad (2)$$

$$\text{Износ до } 2/3 L: \gamma = 9,02 \cdot \ln(K_\phi) - 22,38 \quad R^2 = 0,59. \quad (3)$$

Представленные математические модели (1) – (3) получены путем построения ряда линейных и логарифмических зависимостей и последующего выбора среди них наиболее достоверных по наибольшему коэффициенту корреляции.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что независимо от величины износа с увеличением коэффициента формы радиально ориентированных к плоскости резания шлифовальных зерен их перед-



ние углы становятся более острыми. При этом чем дольше зерно работает, т.е. изнашивается вдоль главной оси и находится в теле инструмента, тем острее (в среднем) становится его передний угол. Так, при переходе от $K_{\phi} = 1,6$ до $K_{\phi} = 4,8$ и при износе до 1/3 по главной оси, передний угол зерен находится в пределах $-36,1^{\circ} \dots -15,7^{\circ}$; при износе до 1/2 по главной оси $\gamma = -26,4^{\circ} \dots -11,7^{\circ}$; при износе до 2/3 по главной оси $\gamma = -18,1^{\circ} \dots -8,2^{\circ}$.

В дальнейшем производилась оценка величин передних углов шлифовальных зерен при других вариантах их ориентации относительно плоскости резания. С целью сокращения времени и трудоемкости оценки передних углов шлифовальных зерен разработана и реализована методика, основанная на построении в графическом редакторе «Компас» моделей шлифовальных зерен с различными коэффициентами формы и определения с их помощью величин средних передних углов при различной ориентации и степени износа.

Для реализации методики разработан специальный программный комплекс, позволяющий поворачивать исследуемые изображения зерен под требуемым углом относительно плоскости резания и определять передний угол во всех точках контура зерен [3, 4].

В результате для каждой исследуемой модели зерна с определенным коэффициентом формы создавалась матрица значений передних углов для различных вариантов их ориентации с учетом фактора износа. Полученные результаты сводились в таблицы формата Excel с последующим построением трехмерных графиков зависимости передних углов шлифовальных зерен от коэффициента их формы K_{ϕ} и угла пространственной ориентации Θ , измеряемого между главной (т.е. наибольшей) осью зерна L и плоскостью резания (рис. 2).

Результаты исследований позволяют констатировать, что независимо от коэффициента формы, чем

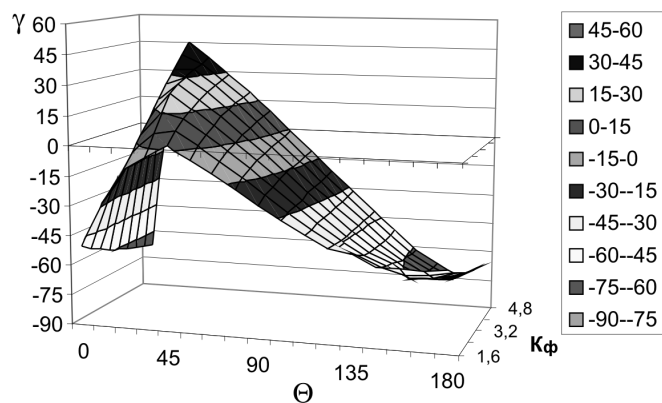


Рис. 2. Зависимости передних углов γ зерен от коэффициента их формы K_{ϕ} и угла пространственной ориентации Θ при износе до 1/2L

дольше шлифовальное зерно работает, т.е. изнашивается вдоль главной оси и находится в теле инструмента, тем острее (в среднем) становится его передний угол. При этом фактор ориентации зерен относительно плоскости резания весьма существенно влияет на величины передних углов. Так, например, при $K_{\phi} = 1,6$ передние углы шлифовальных зерен могут варьироваться в пределах $-57^{\circ} \dots -6^{\circ}$ (износ до 1/3L) и $-26^{\circ} \dots +9^{\circ}$ (износ до 2/3L).

При $K_{\phi} = 4,8$ передние углы шлифовальных зерен в зависимости от угла ориентации Θ изменяются в диапазоне $-75^{\circ} \dots +39^{\circ}$ (износ до 1/3L) и $-37^{\circ} \dots +42^{\circ}$ (износ до 2/3L). Таким образом, одно и то же зерно, по-разному ориентированное относительно плоскости резания, характеризуется значительной разницей величин передних углов. Она достигает $30^{\circ} \dots 51^{\circ}$ у изометрических зерен ($K_{\phi} = 1,6$) и $79^{\circ} \dots 114^{\circ}$ у игольчато-пластинчатых зерен ($K_{\phi} = 4,8$), что существенно больше диапазона изменения передних углов лезвийных инструментов, применяемых для обработки сталей и сплавов. Кроме того, полученные данные показывают, что передние углы шлифовальных зерен достигают максимально острых положительных значений при углах ориентации $\Theta = 22,5^{\circ} \dots 45^{\circ}$.

Далее исследовались величины напряжений, возникающих в шлифовальных зернах при различных вариантах их ориентации в теле инструмента. С этой целью предварительно определялись силы резания, действующие на зерна марки 13A40H при работе отрезных шлифовальных кругов с характеристикой 230×4×22 13A40H T2 БУ 80 м/с [1]. Для этого осуществлялась резка заготовок (труба 21,3×2,8 из стали 10) на скорости $V = 80$ м/с и с постоянным усилием прижатия заготовки к кругу $F = 32Н$ ($P_y = 32Н$). В процессе резки заготовок среди прочих показателей определялась эффективная мощность резания, исходя из величины которой была установлена тангенциальная сила резания ($P_z = 8,46 Н$).

После этого цифровым фотоаппаратом в режиме макросъемки фотографировались участки рабочей поверхности отрезных кругов и производился подсчет количества шлифовальных зерен на единице площади поверхности инструментов в графическом редакторе Paint (рис. 3).

Установлено, что в среднем на рабочей поверхности исследуемых отрезных кругов число зерен со-

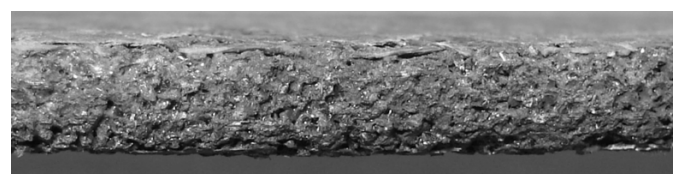


Рис. 3. Участок рабочей поверхности отрезного круга 230×4×22 13A40H T2 БУ 80 м/с

ставляет $N_s = 2,68$ зерен/ мм^2 . Исходя из этой величины, а также из площади контакта отрезного круга с разрезаемой заготовкой ($S = 22,4 \text{ мм}^2$) установлено количество шлифовальных зерен, одновременно участвующих в работе ($N_s = 60$ зерен) и величины сил, действующих на единичное шлифовальное зерно на поверхности круга ($P_y = 0,5333 \text{ Н}$; $P_z = 0,141 \text{ Н}$). Полученные данные позволили произвести расчет напряжений, возникающих в моделях шлифовальных зерен марки 13A40H с различными коэффициентами формы и вариантами ориентации в теле инструмента в программном комплексе SolidWorks (рис. 4).

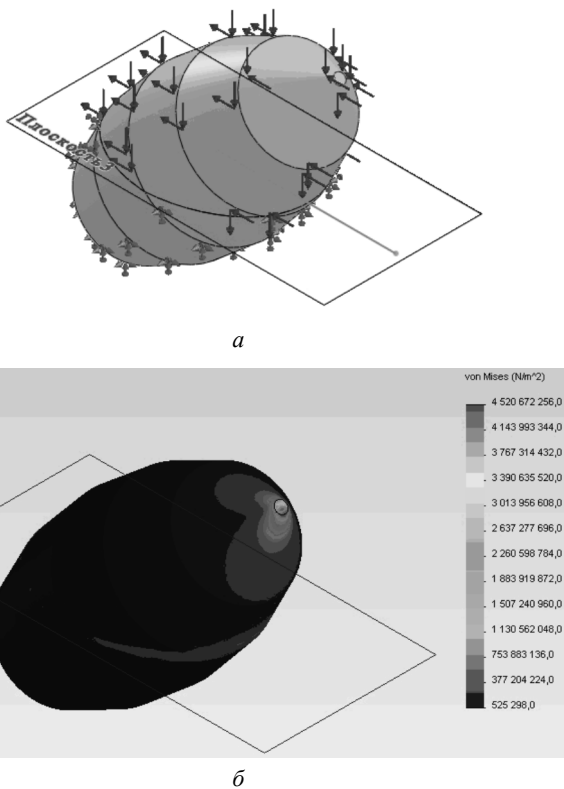


Рис. 4. Схема нагружения (а) и картина напряжений (б) в модели шлифовального зерна 13A40H с $K_\phi = 2,4$ и углом ориентации $\Theta = 45^\circ$ до $1/2L$, закрепленной в связку

Программные настройки при проведении расчетов: линейная упругая изотропная модель; материал – нормальный электрокорунд; предел прочности при растяжении $8,5 \cdot 10^7 \text{ Н/мм}^2$; предел прочности при сжатии $7,6 \cdot 10^8 \text{ Н/мм}^2$; модуль упругости $3,74 \cdot 10^{11} \text{ Н/мм}^2$; коэффициент Пуассона 0,22; массовая плотность 4025 кг/м^3 ; модуль сдвига $1,5 \cdot 10^{11} \text{ Н/мм}^2$; коэффициент теплового расширения $8 \cdot 10^{-6} \text{ 1/К}$. Тип сетки: сетка на твердом теле на основе кривизны; 4 точки Якобиана; максимальный размер элемента 0,00968809 мм; минимальный размер элемента 0,00322933 мм.

Полученные результаты показывают, что при всех вариантах ориентации зерен наиболее нагруженной их частью является зона вблизи вершин. Следующая

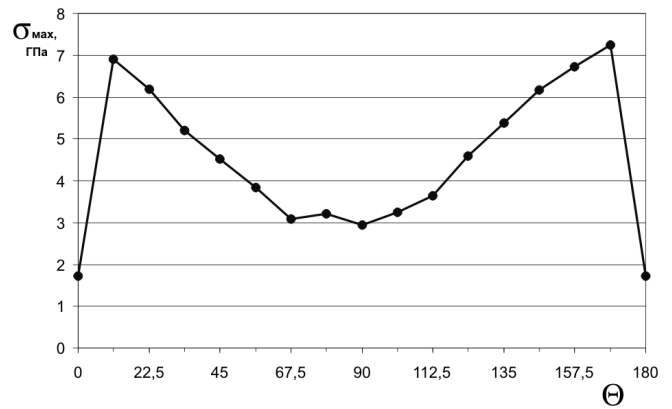


Рис. 5. Зависимость максимальных напряжений σ_{max} в модели шлифовального зерна 13A40H с $K_\phi = 2,4$ до $1/2L$, закрепленной в связке от угла ориентации Θ

по нагруженности зона находится вблизи границы заделки зерна в связку.

Сравнение полученных данных по величинам напряжений, возникающих при различных вариантах ориентации зерен (рис. 5), с данными по величинам их передних углов (рис. 6) позволяет сформулировать рекомендации по рациональным вариантам ориентирования зерен в шлифовальных инструментах.

Так, из полученных данных следует, что наименьшие напряжения возникают в зерне при его тангенциальной ориентации, так как его вершина частично заделана в связку. Несколько большие, но весьма близкие значения напряжений наблюдаются при радиальной ориентации зерна. Чем больше угол Θ отличается от 90° , тем большие напряжения возникают в зерне. При этом во всех случаях более рациональным является ориентирование зерна вершиной навстречу силе P_z .

Наибольшие значения передних углов зерен наблюдаются в диапазоне ориентации $\Theta = 11^\circ 15' \dots 90^\circ$.

Таким образом, совместно анализируя полученные данные (рис. 5 и 6) можно сделать вывод, что рациональный интервал ориентирования зерен со-

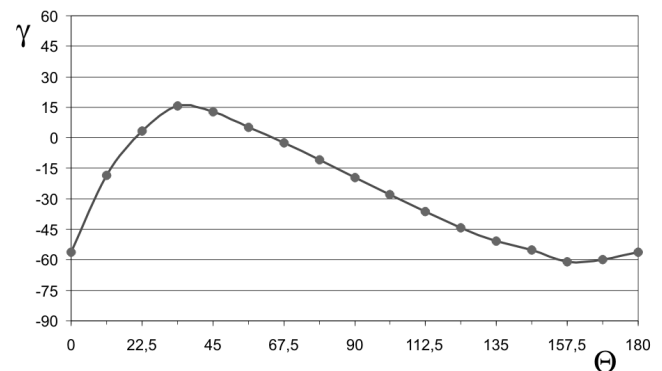


Рис. 6. Зависимость передних углов γ у модели шлифовального зерна 13A40H с $K_\phi = 2,4$ до $1/2L$, закрепленной в связке от угла ориентации Θ

ставляет $\Theta = 67^\circ 30' \dots 90^\circ$. Следует также отметить, что полученная картина напряжений в основном характеризует контактные напряжения на вершинах зерен и отражает интенсивность процессов их микро-скалывания.

Для определения объемной прочности зерен проведены исследования по оценке напряженного состояния на границе их заделки в связку. Для этого в связи с особенностями функционирования программного комплекса SolidWorks контур моделей зерен (см. рис. 4) преобразован по характерным точкам в единую криволинейную поверхность без разбивки на секторы. К полученной модели зерна прикладывались силы, действующие на реальное единичное шлифовальное зерно ($P_y = 0,5333$ Н; $P_z = 0,141$ Н), при различных вариантах ориентации и заделки в связку. При этом установлено, что в зависимости от конкретного варианта ориентации максимальные напряжения возникают на различных участках модели зерна по границе заделки в связку.

Для более полного представления о напряженном состоянии модели шлифовального зерна при всех вариантах ее ориентации снимались и анализировались данные в трех характерных зонах по границе заделки зерна в связку: слева, по центру и справа (рис. 7 и 8).

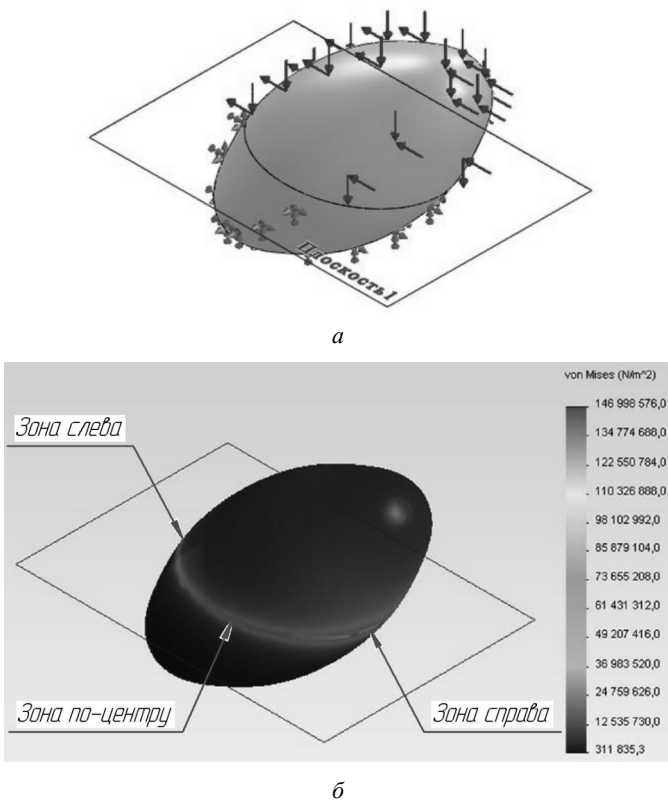


Рис. 7. Схема нагружения (а) и картина напряжений по границе заделки в связку (б) в модели шлифовального зерна 13A40H с $K_\phi = 2,4$ и углом ориентации $\Theta = 45^\circ$ до $1/2L$, закрепленной в связке

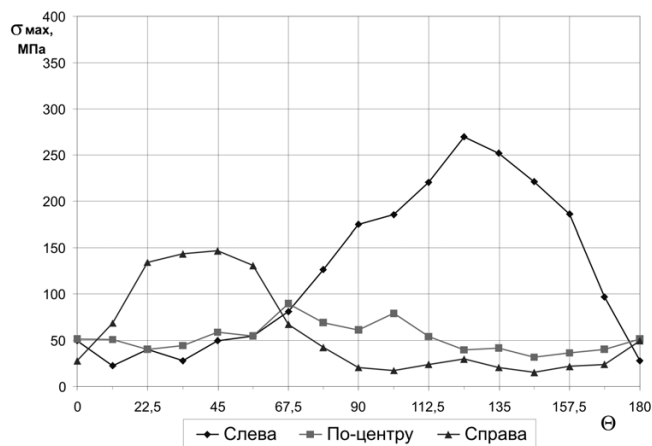


Рис. 8. Напряжения в модели шлифовального зерна 13A40H, закрепленной до $1/2L$, с $K_\phi = 2,4$ по границе заделки в связку при различных углах ориентации

Данные графика (рис. 8) показывают, что наименьшие напряжения возникают при тангенциальной ориентации модели зерна. Далее в диапазоне от $\Theta = 11^\circ 15'$ до $\Theta = 45^\circ$ происходит существенный рост напряжений, при этом максимальные значения достигаются в «зоне справа» под свесом выступающей части зерна. В следующем диапазоне от $\Theta = 45^\circ$ до $\Theta = 67^\circ 30'$ происходит снижение максимальных напряжений до значений, приближенных к варианту тангенциальной ориентации. При этом очевидно, что снижение максимальных напряжений при $\Theta = 67^\circ 30'$ происходит в результате равномерного распределения напряжений в объеме зерна (слева, по центру и справа) по границе заделки в связку. В свою очередь, такое распределение напряжений достигается за счет того, что угол ориентации зерна $\Theta = 67^\circ 30'$ близок к направлению вектора результирующей силы P от действия сил P_y и P_z . В данном случае $P_y = 0,5333$ Н, $P_z = 0,141$ Н, т.е. эти силы имеют соотношение 3,78:1, и вектор результирующей силы P совпадает с продольной осью зерна при его ориентации с $\Theta = 75^\circ 12'$. Расчет и последующее сравнение напряжений для углов ориентации $\Theta = 67^\circ 30'$ и $\Theta = 75^\circ 12'$ показывают, что более рациональным для снижения максимальных напряжений является угол ориентации $\Theta = 67^\circ 30'$.

При последующем увеличении угла ориентации в диапазоне от $\Theta = 67^\circ 30'$ до $\Theta = 123^\circ 45'$ происходит значительный рост напряжений до наибольших наблюдаемых значений. Максимально нагруженная зона здесь – «зона слева» под свесом выступающей части зерна.

Вместе с тем полученные данные показывают, что во всех случаях более рациональным является ориентирование зерна вершиной навстречу направлению действия силы P_z . Это находит объяснение, так как при ориентации зерна навстречу P_z вектор ре-

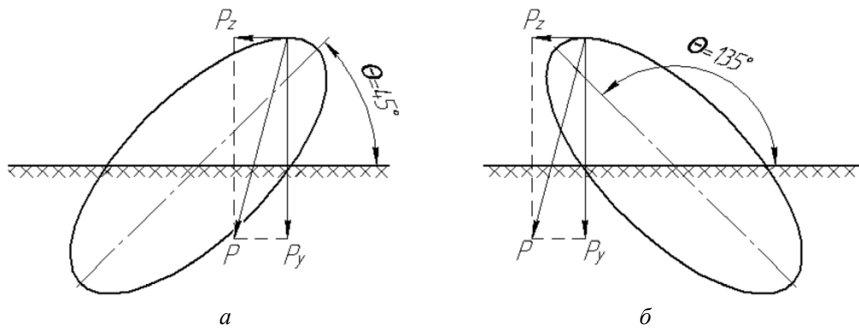


Рис. 9. Направление действия сил резания по отношению к главной оси зерна при его расположении вершиной навстречу силе P_z (а) и вершиной от направления действия силы P_z (б)

зультирующей силы P находится вблизи от главной оси зерна. При расположении зерна вершиной от направления силы P_z результирующая сила P действует под большими углами по отношению к главной оси зерна, создавая максимальные напряжения в «зоне слева» (рис. 9).

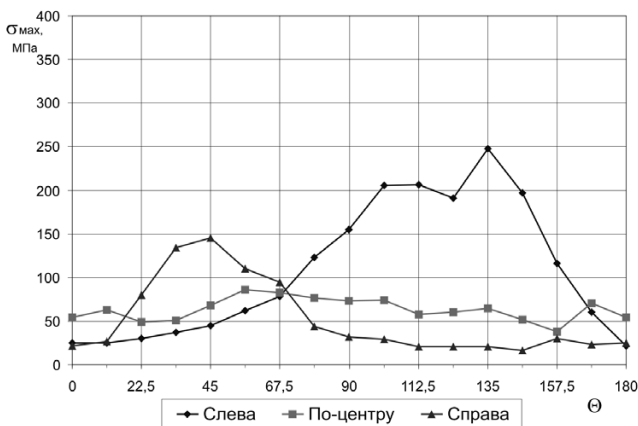


Рис. 10. Напряжения в модели шлифовального зерна 13A40H, закрепленной до $2/3L$, с $K_\phi = 2,4$ по границе заделки в связке при различных углах ориентации

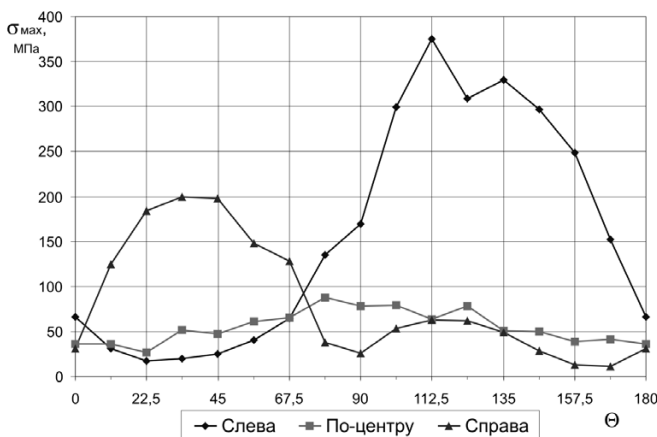


Рис. 11. Напряжения в модели шлифовального зерна 13A40H, закрепленной до $1/3L$, с $K_\phi = 2,4$ по границе заделки в связке при различных углах ориентации

Аналогичные по характеру распределения данные (рис. 8) получены при исследовании напряжений в моделях зерна при различных вариантах ориентации и закреплении в связке до $2/3L$ и до $1/3L$ (рис. 10 и 11).

В результате обобщения данных (рис. 8, 10 и 11) получен сводный график максимальных напряжений в модели шлифовального зерна 13A40H с $K_\phi = 2,4$ по границе заделки в связке при различных углах ориентации и при закреплении в связке до $2/3L$, до $1/2L$ и до $1/3L$ (рис. 12).

Из графика (рис. 12) следует, что чем глубже закреплено зерно в связке, тем меньшие напряжения в нем возникают. При этом разница в значениях напряжений при закреплении зерна в связке до $2/3L$ и до $1/2L$ невелика. Существенный рост напряжений наблюдается при переходе к закреплению зерна в связке до $1/3L$ (выступании из связки на $2/3L$).

Изменения напряжений в зависимости от угла ориентации зерна во всех рассматриваемых случаях имеет одинаковый характер.

Обобщая приведенные данные, можно сделать вывод, что наименьшие напряжения на вершинах зерен (см. рис. 5) и по границе заделки в связке (рис. 12) фиксируются при их тангенциальной ориентации относительно плоскости резания ($\Theta = 0^\circ$). Однако данный вариант ориентации зерен является наименее эффективным с точки зрения процесса резания, поскольку передние углы зерен здесь достигают наименьших значений ($\gamma = -56^\circ$) из возможных в рассматриваемом случае, и резание такими зернами весьма затруднено (см. рис. 6). Следует также отметить, что напряжения на вершинах зерен определяют

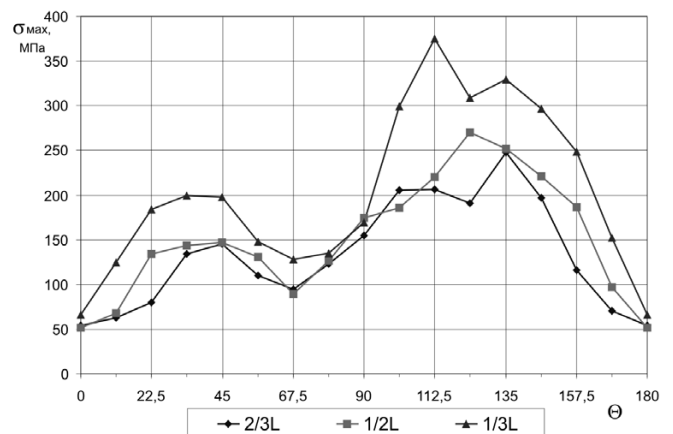


Рис. 12. Максимальные напряжения в модели шлифовального зерна 13A40H с $K_\phi = 2,4$ по границе заделки в связке при различных углах ориентации и при закреплении в связке до $2/3L$, $1/2L$ и $1/3L$



интенсивность их износа скалыванием, а напряжения по границе заделки в связку – износа в виде объемного разрушения. Наиболее рациональным вариантом ориентации зерен в рассматриваемом случае является $\Theta = 67^{\circ}30'$. При данном угле ориентации зерен относительно плоскости резания напряжения на их вершинах и по границе их заделки в связку незначительно отличаются от случая тангенциальной ориентации ($\Theta = 0^{\circ}$), а передние углы характеризуются рациональными значениями, близкими к нулевым ($\gamma = -3^{\circ}$). Таким образом, при $\Theta = 67^{\circ}30'$ шлифовальные зерна в отрезных кругах эффективно срезают металл и испытывают при этом напряжения, близкие к минимально возможным при отрезном шлифовании.

Ведутся дальнейшие исследования по установлению рациональных углов ориентации зерен с учетом разновидностей их формы и при других вариантах силового нагружения в процессе резания.

Список литературы

1. Коротков В.А. Повышение эксплуатационных возможностей отрезных шлифовальных кругов: монография. – М.: Машиностроение, 2009. – 178 с.
2. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2006613051. Форма шлифовальных зерен в объеме / В.А. Коротков, Г.М. Рылов. – № 2006612327; заявл. 4.07.06; опубл. 1.09.06.
3. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2011614263. Угол наклона шлифовальных зерен / В.А. Коротков, Е.М. Минкин. – № 2011612443; заявл. 8.04.11; опубл. 30.05.11.
4. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2011615114. Передние углы ориентированных шлифовальных зерен / В.А. Коротков, Е.М. Минкин. – № 2011613167; заявл. 4.05.11; опубл. 29.07.11.

Geometrical and solidity parameters research of the orientated abrasive grains

V.A. Korotkov, E.M. Minkin

Interconnection of the abrasive grain front angle parameter with the form, orientation and wear out parameters is shown. Besides that, the tension value in the abrasive grains during its work is shown.

Key words: polishing process, grinding instruments, cutting discs, abrasive grains, front angle of the abrasive grains, the form parameter coefficient, orientation angle of the abrasive grains, wear out of the abrasive grains, solidity of the abrasive grains, tension value in the abrasive grains.

ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА УПРУГОГО ЭЛЕМЕНТА ИЗМЕРИТЕЛЬНОЙ ОСНАСТКИ ДЛЯ ДИАГНОСТИРОВАНИЯ РЕЖУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ МОДУЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

*В.А. АБАНИН, доктор техн. наук, профессор,
А.Н. РОМАШЕВ, канд. техн. наук, доцент,
В.В. БЕЛОМЫЦЕВ, инженер,
Н.И. ДЕСЯТОВ, студент,
(БТИ (филиал) АлтГТУ им. И.И.Ползунова, г. Бийск)*

Статья поступила 15 августа 2012 года

Абанин В.А. – 659305, г. Бийск, ул. Трофимова, 27, Бийский технологический институт,
e-mail: aba@bti.secna.ru

Разработана конструкция упругого элемента встроенной измерительной оснастки для получения диагностической информации о состоянии режущих элементов модульного инструмента из непосредственной близости к зоне резания.

Ключевые слова: измерительная оснастка, многокомпонентный датчик силы, диагностирование, упругий элемент, измерительный модуль, модульная инструментальная оснастка, зона резания.

Введение

Выбор методов и средств контроля и диагностирования режущего инструмента (РИ) тесно связан с изучением наиболее распространенных отказов, причин возникновения и возможных последствий. При этом важно выявление таких отказов, которые приводят к большим простоям оборудования и высоким производственным расходам.

Рабочие поверхности РИ в процессе резания подвергаются воздействию различного рода напряжений, высоких температур, поверхностно-активных смазочно-охлаждающих жидкостей, что уменьшает работоспособность инструмента из-за пластического деформирования, поломок, износа. При этом конструктивные элементы режущей части инструмента разрушаются в результате постоянно нарастающего износа как по задней, так и по передней поверхности. В связи с этим повышается процент брака при обработке и увеличивается время восстановления нарушений в работе технологической системы (уменьшается производительность). К основным видам нарушений работоспособности РИ относят: износ, выкрашивание, поломки и скалывание [1].

У большинства металлорежущих инструментов нарушения работоспособности при выполнении различных технологических операций составляют: 10 % – скалывание; 12 % – отделение режущей части; 21 % – поломки; 22 % – выкрашивание и около

35 % – износ. При этом затраты времени на обнаружение и удаление вышедших из строя металлорежущих инструментов составляют около 10 % от времени работы металлорежущих систем.

Повышение эффективности машиностроительного производства обуславливает необходимость широкого использования высокопроизводительного оборудования, позволяющего автоматизировать процессы механообработки. В этой связи особенно актуальными становятся исследования, посвященные вопросам диагностики как технологической системы в целом, так и ее отдельных составляющих. Решение же вопросов автоматического контроля текущего износа РИ является одной из острейших проблем современного автоматизированного производства, особенно в условиях малолюдной технологии.

Целью данной работы является разработка упругого элемента измерительной оснастки, встроенного в модульную инструментальную оснастку (МИО) [2] для получения диагностической информации о составляющих вектора силы резания, действующих непосредственно на РИ.

Методика исследования

Одним из наиболее распространенных способов контроля состояния РИ является способ, основанный на измерении силовых параметров процесса резания. Суть реализованного в данных исследованиях мето-

да построения измерительной оснастки заключается в деформировании упругого элемента многокомпонентного датчика силы резания [3], встроенного в МИО. При этом многокомпонентный датчик силы выполняется автономным функциональным узлом (измерительным модулем), измерительные и информационные возможности которого планируется расширить путем дополнительного размещения цепей измерения температуры и вибрации. Исследование и контроль метрологических характеристик измерительного модуля обеспечивается экспериментальными приемами, применяемыми в силоизмерительной и испытательной технике [4].

Для выбора базовой конструкции упругого элемента встроенной измерительной оснастки на первом этапе исследований проводилось моделирование силовых процессов в МИО с использованием метода конечных элементов [5]. Методика моделирования включала анализ полей деформации

Моделирование полей деформации в МИО

Номер этапа	Усилие прижатия МИО, кН	Составляющие усилия резания, кН			Максимальная деформация, мм
		Px	Py	Pz	
1	20	-	-	-	0,020
2	20	4	4	4	0,032
3	20	4	4	0	0,028
4	20	0	4	4	0,029

во внутреннем объеме инструментальной оснастки с учетом предварительного усилия прижатия сменного модуля к корпусу, а также различных значений силы резания и направлений ее действия в пространстве.

Моделирование полей деформаций в МИО проведено в несколько последовательных этапов, отраженных в таблице и на рис. 1.

На первом этапе модель нагружалась только усилием прижатия сменного модуля к корпусу МИО. Результаты первого этапа моделирования подтверждают, что максимальные смещения в детали составляют 0,0197 мм и не превышают предельных деформаций по условиям жесткости 0,03...0,05 мм.

Из анализа второго и последующих этапов моделирования следует, что при введении в модель дополнительной силы – силы резания, меняется распределение составляющих вектора силовой нагрузки, но при этом максимальная деформация не превышает предельно допустимого значения.

Для проверки подлинности результатов моделирования был изготовлен опытный образец упругого элемента из стали ХВГ и производилось его нагружение на разрывной машине Р-10.

По результатам нагружения был построен график зависимости деформации упругого элемента от воздействующего на него усилия.

Как видно из графиков, полученные в результате моделирования данные совпадают с реальными результатами, поэтому полученную форму упругого элемента можно считать окончательной.



Рис. 1. Нагружение измерительного модуля:

а – система координат; б – на первом этапе; в – на втором этапе; г – на третьем этапе; д – на четвертом этапе

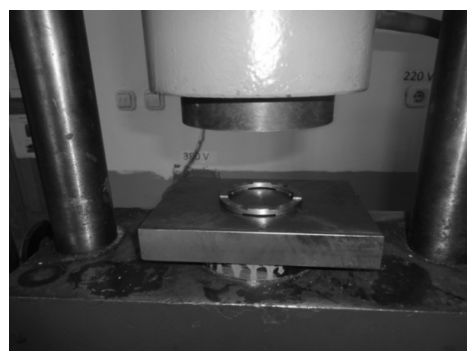


Рис. 2. Упругий элемент на разрывной машине Р-10

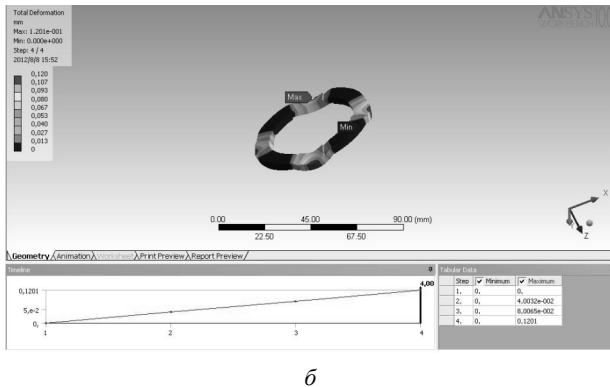
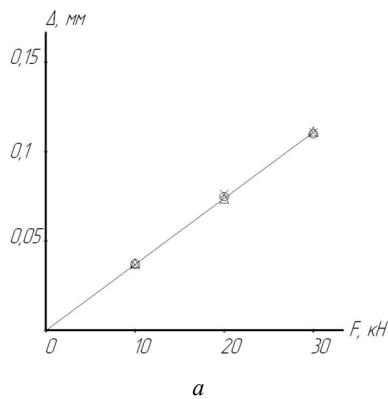


Рис. 3. График зависимости деформации упругого элемента от действующего на него усилия:
 а – практический; б – теоретический

Полученные данные о деформации применены для обоснования базовой конструкции упругого элемента многокомпонентного датчика, физический принцип работы которого основан на тензорезисторном эффекте [6,7].

Результаты исследования и их обсуждение

Упругий элемент многокомпонентного датчика силы резания изготовлен кольцевой формы, на половине высоты которого выполнены симметрично относительно друг друга в плоскости перпендикулярной вертикальной оси кольца четыре плоские балки, воспринимающие деформацию от действия вектора силовой нагрузки (рис. 4). Узлы ввода силы размещены в середине балок. Нижняя сторона кольца опирается на четыре выступа, являющиеся силоопорными

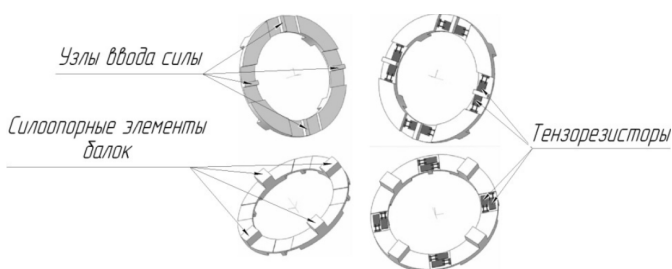


Рис. 4. Расположение тензорезисторов мостовых цепей на упругом элементе датчика силы

элементами балок, а на противоположных сторонах каждой балки размещены тензорезисторы, соединенные в гальванически независимые мостовые цепи. Место установки упругого элемента во внутреннем объеме модульной оснастки выбрано на основе анализа модели силового процесса в МИО.

Принцип работы измерительной оснастки заключается в следующем (рис. 5). При закреплении сменного инструментального модуля 3 происходит начальное деформирование упругого элемента 1 за счет того, что толщина упругого элемента h больше глубины паза, в котором он находится, при этом деформирование упругого элемента 1 ограничивается усилием закрепления инструментального модуля 3. Таким образом, происходит требуемая первоначальная деформация упругого элемента 1 и обеспечивается необходимая жесткость модульной инструментальной оснастки. При точении на режущий элемент инструментального модуля 3 действует сила резания.

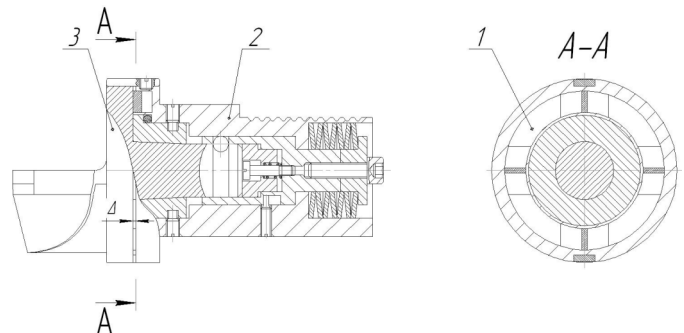


Рис. 5. Модульная инструментальная оснастка со встроенным упругим элементом многокомпонентного датчика силы

При этом деформация инструментального модуля 3 через узлы ввода упругого элемента 1, соприкасающиеся с торцом инструментального модуля 3, передается на плоские балки упругого элемента 1 за счет имеющегося зазора Δ между торцами корпуса 2 и инструментального модуля 3. Тензорезисторы, закрепленные на плоских балках упругого элемента 1, изменяют свое сопротивление пропорционально деформации плоских балок, которая, в свою очередь, пропорциональна приложенной нагрузке, вследствие чего на выходе мостовых цепей формируются электрические сигналы, пропорциональные составляющим вектора силы резания.

Выводы

Разработана конструкция упругого элемента многокомпонентного датчика силы резания, встроенного в сменную модульную оснастку для получения диагностической информации о состоянии режущих элементов непосредственно из зоны резания.



Дальнейшее совершенствование измерительной оснастки планируется провести в создании многопараметрической сенсорной информационно-измерительной системы диагностирования лезвия режущего инструмента на основе физических критериев, основанных на комплексном анализе результатов измерения составляющих силы резания, температуры и параметров вибрации.

Список литературы

1. Ромашев А.Н. Резцы со встроенными измерительными устройствами для диагностирования их лезвий в процессе резания: дис. ... канд. техн. наук. – М., 1987. – 186 с.
2. Патент RU № 97662, 2010 г.
3. Патент на изобретение RU № 2455121, 2012 г.
4. Базжин Ю.М. Исследование и разработка электро-тензометрических силоизмерительных датчиков высо-

кой точности для промышленного контроля: дис. ... канд. техн. наук. – М., 1964. – 181 с.

5. Беломытцев В.В., Ромашев А.Н., Абанин В.А. Модульная инструментальная оснастка со встроенным многокомпонентным датчиком для контроля составляющих силы резания // Сборник работ победителей отборочного тура Всероссийского конкурса научно-исследовательских работ студентов, аспирантов и молодых ученых по нескольким междисциплинарным направлениям, г. Новочеркасск, октябрь-ноябрь 2011 г. / Мин-во образования и науки РФ, Юж.-Рос. гос. техн. ун-т (НПИ). – Новочеркасск: Лик, 2011. – 126–129 с.

6. Адамов Ю.Ф., Сигатуллин А.Г., Сомов О.А. Тенденции развития сенсорных систем и интеллектуальных датчиков // Датчики и системы. – 2011. – № 5. – С. 58–59.

7. Абанин В.А., Абанина Е.А., Привалов Г.А. Совершенствование методов и средств измерения силовых параметров в испытательной технике // Датчики и системы. – 2010. – № 11, С 11–16.

Measuring equipment for diagnosing cutting elements of the modular tool

V.A. Abanin, A.N. Romashev,
V.V. Belomytsev, N.I. Desyatov

The design of an elastic element of the built-in measuring equipment is developed for obtaining diagnostic information on a condition of cutting elements of the modular tool from direct proximity to a cutting zone.

Key words: measuring equipment, multi-component force sensor, diagnostics, elastic element, a measuring unit, modular tooling, cutting zone.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Д.Ц. СИМСИВЕ¹, аспирант
Ж.В. СИМСИВЕ², канд. техн. наук, доцент,
А.В. КУТЫШКИН³, доктор техн. наук, профессор,
(^{1,3} НГТУ, г. Новосибирск,
² Рубцовский индустриальный институт (филиал)
АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Рубцовск Алтайского края)

Статья поступила 14 июня 2012 года

Кутышкин А.В. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
 Новосибирский государственный технический университет,
 e-mail: avk_200761@mail.ru

Предложена методика оценки стойкости твердосплавного режущего инструмента при точении конструкционных сталей по критерию усталостного разрушения его режущей части. Представлены результаты расчета стойкости режущего инструмента в сравнении с результатами экспериментальных исследований, опубликованных в открытой печати.

Ключевые слова: износ режущего инструмента, усталостное разрушение, стойкость режущего инструмента, механическая обработка

Основными видами хрупкого разрушения режущей части инструмента (режущего инструмента) при механической обработке, определяющими ее усталостную прочность, являются микровыкрашивание и сколы режущих кромок [1]. К основным источникам возникновения указанных видов хрупкого разрушения можно отнести:

- поверхностные дефекты режущей части инструмента, неоднородность ее структуры, наличие остаточных напряжений и т.п.;
- «пульсацию» силы резания вследствие образования скалывающей трещины в основании формируемой в процессе резания стружки;
- термические напряжения, возникающие при резании в режущей части инструмента.

В настоящее время разработано большое количество методик оценки усталостной прочности и стойкости инструмента по данному виду износа его режущей части, например, работы [1, 2]. Основным недостатком данных методик является использование эмпирических зависимостей для оценки амплитуд и частоты колебания/пульсаций силы резания и, как следствие, распределений напряжений и температур в режущей части инструмента. Это не только существенно усложняет получение оценок усталостной прочности и соответствующей стойкости инструмента, так как требует предварительного проведения экс-

периментальных исследований, но и ограничивает область применения полученных результатов, поскольку они связаны как с определенными технологическими условиями проведенных исследований, так и с механическими свойствами материалов инструмента и заготовки, которые использовались при этом.

В данной статье авторы предлагают методику оценки стойкости твердосплавного режущего инструмента, используемого при точении, по критерию усталостного разрушения его режущих поверхностей, основанную на положениях теории резания Воронцова А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиева А.Ю. При разработке этой методики были приняты следующие допущения. Материалы обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента (материал инструмента) являются однородными, изотропными, жесткопластичными. Процесс резания считается установившимся, осуществляется с постоянной скоростью, колебания глубины резания отсутствуют, динамические колебания режущего инструмента не учитываются. Значение коэффициента трения μ на передней поверхности режущей части инструмента постоянно в течение времени обработки $T_{\text{обр}}$. Напряженное состояние режущей части инструмента считается плосконапряженным.

Особенностью процесса резания, как отмечалось выше, является «пульсация» силы резания, которая



периодически происходит в результате образования в стружке скалывающей трещины. При этом величина силы резания скачкообразно меняется от максимального P_{max} до минимального P_{min} значений, которые рассчитываются по зависимостям, приведенным в работе [3]. Изменяются также значения температур на передней поверхности режущей части инструмента от Θ_{max} до Θ_{min} , которые можно определить по методике, приведенной в работе [4]. Распределение же температуры по задней поверхности режущей части инструмента остается практически постоянным [4].

Такие условия нагружения режущей части инструмента очень близки к схеме многоциклового асимметричного нагружения [5]. Частоту пульсации/изменений силы резания f (частота цикла нагружения) можно оценить следующим выражением:

$$f = (2t_p)^{-1}; \tag{1}$$

$$t_p = s_p / v; \quad s_p = \frac{e_p a k_c}{2,31 \cos \gamma}; \quad a = s \sin \varphi. \tag{2}$$

Здесь s_p – перемещение режущей части инструмента от окончания разрушения стружки в предыдущем цикле стружкообразования до начала образования в стружке трещины в следующем цикле; e_p – накопленная деформация материала заготовки в зоне острия режущей части инструмента, при которой начинается образование скалывающей трещины в основании стружки; k_c – коэффициент изменения толщины стружки [3]; t_p – время, за которое режущая часть инструмента пройдет расстояние s_p ; γ , φ – передний и главный угол в плане режущей части инструмента; v , s – скорость резания и подача.

Величина e_p определяется по следующему алгоритму.

1. Идентифицируется зависимость предела текучести материала обрабатываемой заготовки σ_s от температуры Θ :

$$\sigma_s = A \cdot \exp(b(\Theta_{пл} - \Theta)),$$

где $\Theta_{пл}$ – температура плавления материала обрабатываемой заготовки, К; A , b – коэффициенты, значения которых определяется методами регрессионного анализа.

В качестве исходных используются данные, приведенные в справочной литературе.

2. Рассчитывается температура материала заготовки в зоне резания $\Theta_{з.р.}$ по методике работы [5].

3. Определяется значение σ_s при температуре $\Theta_{з.р.}$.

4. На основании полученных значений σ_s рассчитывается гидростатическое давление p в зоне острия режущей части инструмента по методике работы [3].

5. По диаграммам пластичности материала обрабатываемой заготовки для температуры $\Theta_{з.р.}$ определяется e_p , соответствующая найденному значению p .

Общее число циклов нагружения до разрушения и соответствующая стойкость режущей части инструмента оценивается следующими выражениями:

$$N = N_6 \left(\frac{\sigma_R}{\sigma_{max\Sigma}} \right)^m; \quad T = \frac{N_6}{f} \left(\frac{\sigma_R}{\sigma_{max\Sigma}} \right)^m. \tag{3}$$

Здесь $\sigma_{max\Sigma}$ – максимальное суммарное напряжение, действующее на режущую часть инструмента в цикле нагружения; σ_R – предел выносливости материала режущей части инструмента при асимметричном цикле нагружения; N_6 – базисное количество циклов нагружения.

Величина $\sigma_{max\Sigma}$ рассчитывается по следующей зависимости:

$$\sigma_{max\Sigma} = \sigma_{экр max} + \sigma_{\Theta max}, \tag{4}$$

где $\sigma_{экр max}$ – максимальное эквивалентное напряжение цикла нагружения режущей части инструмента; $\sigma_{\Theta max}$ – максимальное термическое напряжение, возникающее в режущей части инструмента в течение цикла нагружения.

Предел выносливости σ_R при асимметричном цикле нагружения рассчитывается по зависимостям:

$$\sigma_R = \sigma_a + \sigma_m; \tag{5}$$

$$\sigma_a = \sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma_m; \quad \psi_\sigma = \frac{2\sigma_{-1} - \sigma_0}{\sigma_0};$$

$$\sigma_m = 0,5(\sigma_{max} + \sigma_{min}), \tag{6}$$

где σ_a , σ_m , σ_{max} , σ_{min} – амплитуда напряжений, максимальное, минимальное и среднее напряжения цикла нагружения; ψ_σ – коэффициент чувствительности к асимметрии цикла напряжений при нагружении; σ_{-1} , σ_0 – пределы выносливости материала режущей части инструмента при симметричном и отнулевом цикле нагружения.

Максимальное эквивалентное напряжение $\sigma_{экр max}$ цикла нагружения режущей части инструмента определяется согласно критерию Писаренко – Лебедева [6]:

$$\sigma_{экр max} = \chi \sigma_i + (1 - \chi) \sigma_1 A^{1-J}; \tag{7}$$

$$\chi = \frac{\sigma_{\hat{a}}}{\sigma_{\hat{a}}}; \quad \sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2};$$

$$J = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i};$$

$$\sigma_1 = 0,5 \left[\sigma_x + \sigma_y + \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2} \right];$$

$$\sigma_1 = 0,5 \left[\sigma_x + \sigma_y - \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2} \right]; \sigma_3 = 0,$$

где A – константа, определяющая статическую сущность процесса разрушения, зависящая от характера имеющихся в материале дефектов и размеров тела; χ – параметр, определяющий долю сдвиговой деформации в процессе разрушения; σ_i – интенсивность напряжений; J – параметр, характеризующий жесткость нагружения; σ_B, σ_{-B} – предел прочности материала режущей части инструмента и его предел выносливости при симметричном цикле нагружения; $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные нормальные напряжения; $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ – нормальные и касательные напряжения, действующие в режущей части инструмента в цикле ее нагружения.

С достаточной степенью точности для твердых сплавов можно принять следующие значения константы A [1]:

- $A = 0,7$ – твердые сплавы WC – TiC – Co;
- $A = 0,8$ – твердые сплавы WC – Co и WC – TiC – TaC – Co.

Распределения температур Θ , термических напряжений и напряжений $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ в режущей части инструмента для P_{\max} и P_{\min} определялись методом конечных элементов.

Апробация предложенной методики осуществлялась с использованием экспериментальных данных, приведенных в работе [7]. Обработывались заготовки из стали ASTM 4340 (ст. 40XH2MA, HB 217) с размером $\varnothing 76,2 \times 457,2$ мм. На основании данных работы [8] предел текучести материала обрабатываемой заготовки σ_s оценивается зависимостью $\sigma = 0,01 \cdot 100 - \Theta$. В качестве инструмента использовались твердосплавные пластины Kennametal K7H (T30K4) со следующими геометрическими характеристиками ($\varphi = 60^\circ, \alpha = 5^\circ, \gamma = 5^\circ$ [1a–2a], $\gamma = -5^\circ$ [4a, 4b, c]). Механические параметры материала режущей пластины характеризуются следующими величинами [9]: $\sigma_B = 617$ МПа, $\sigma_{-B} = 3980$ МПа, $\sigma_0 = 500$ МПа, $\sigma_{-1} = 430$ МПа.

Режимы обработки заготовки приведены в табл. 1 (сохранены обозначения экспериментов работы [7]).

Таблица 1

Номер эксперимента	Режимы обработки		
	v , м/мин	s , мм/об	t , мм
1a	85,344	0,6096	1,27
1b	67,056	0,889	1,27
1c	33,528	1,0922	1,27
2b	73,152	0,6858	1,27
4a	76,2	1,0922	1,27
4b,c	67,056	1,0922	1,27

Расчетные значения температур в зоне резания, на передней и задней поверхностях приведены в табл. 2.

Таблица 2

Номер эксперимента	Температура на передней поверхности режущей части инструмента $\Theta_p, ^\circ\text{C}$		Температура на задней поверхности режущей части инструмента $\Theta_z, ^\circ\text{C}$		Средняя температура в зоне резания $\Theta_{з.р.}, ^\circ\text{C}$	Напряжение $\sigma_{\Theta \max}, \text{МПа}$
	$\Theta_{p \max}$		$\Theta_{z \max}$	$\Theta_{z \min}$		
1a	967	955	207	205	769	989
1b	598,6	588	273	272	458	609
1c	621	610	234	231	579	826
2b	910	898	208	207	752	579
4a	903	893	265	262	827	994
4b,c	877	866	269	267	806	934

Из данных табл. 2 видно, что колебания значений температур на передней и задней поверхностях режущей части инструмента при изменении силы резания от P_{\max} до P_{\min} не превышают 5%. Это позволяет при оценке величин напряжений $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}, \sigma_a, \sigma_m, \sigma_{\max}, \sigma_{\min}$ (6) использовать средние значения температур Θ_p, Θ_z . Расчетные значения $P_{\max}, P_{\min}, \sigma_a, \sigma_m, \sigma_{\max}, \sigma_{\min}, \sigma_R$ (5), $\sigma_{\text{экв max}}$ (7), $\sigma_{\max \Sigma}$ (4) приведены в табл. 3 и 4. В табл. 3 также приведены расчетные значения величин t_p (2) и e_p .

Таблица 3

Номер эксперимента	$P_{\max}, \text{кН}$	$P_{\min}, \text{кН}$	$\sigma_{\text{экв max}}, \text{МПа}$	$\sigma_{\max \Sigma}, \text{МПа}$	t_p	e_p
1a	996	559	660	1649	$3,94 \cdot 10^{-5}$	5,73
1b	514	329	406	1015	$2,11 \cdot 10^{-5}$	5,7
1c	1680	885	551	1377	$1,81 \cdot 10^{-4}$	5,72
2b	1117	616	386	965	$5 \cdot 10^{-5}$	5,73
4a	1763	1071	534	1528	$1 \cdot 10^{-4}$	8,4
4b,c	1770	1080	624	1558	$1,58 \cdot 10^{-4}$	8,41

Таблица 4

Номер эксперимента	$\sigma_a, \text{МПа}$	$\sigma_{\max}, \text{МПа}$	$\sigma_{\min}, \text{МПа}$	$\sigma_m, \text{МПа}$	$\sigma_R, \text{МПа}$
1a	714,7	1649	1530	1590	875
1b	287	1015	976	996	709
1c	420	1377	986	1181	761
2b	296	965	950	1008	712
4a	888	1528	1458	1830	943
4b,c	880	1558	1476	1819	939

В табл. 5 совместно приведены расчетные и экспериментально полученные значения стойкости T режущей части инструмента, а также относительная ошибка ϵ между ними.



Таблица 5

Номер эксперимента	$T_{\text{эксп}}$, мин	$T_{\text{расч.}}$, мин	ϵ
1a	2	1,84	0,080
1b	5,5	4,9	0,109
1c	9	10	0,111
2b	20	17,2	0,140
4a	5,5	4,93	0,104
4b,c	6	5,37	0,105
Среднее значение относительной ошибки $\epsilon_{\text{ср}}$			0,108

Значения средней относительной ошибки $\epsilon_{\text{ср}}$ между экспериментальными и расчетными значениями стойкости твердосплавного режущего инструмента по критерию его хрупкого/усталостного разрушения, не превышающие 11 %, позволяют сделать вывод о возможности использования предложенной методики при разработке технологических процессов механообработки и выборе режущего инструмента.

Список литературы

1. *Лоладзе Т.Н.* Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
2. *Павлов П.А.* Основы инженерных расчетов элементов машин на усталость и длительную прочность / П.А. Павлов. – Л.: Машиностроение, Ленинградское отд., 1988. – 252 с.

3. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю.* Разработка новой теории резания. 7. Математическое описание образования стружки разных видов, пульсации силы резания и параметров контакта обработанной поверхности заготовки с задней поверхностью резца // Вестник машиностроения. – 2008. – № 7. – С. 56–71.

4. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю., Савкин А.И.* Разработка новой теории тепловых процессов резания. 6. Определение температурных полей и контактных температур при резании// Вестник машиностроения. – 2011. – № 5. – С. 63–71.

5. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю., Савкин А.И.* Разработка новой теории тепловых процессов резания. 7. Примеры практических расчетов температуры резания// Вестник машиностроения. – 2011. – № 6. – С. 72–79.

6. *Троценко В.Т., Сосновский Л.А.* Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Т.1. – Киев.: Наукова думка, 1987. – 346 с.

7. *Masood, Zaher Abdel Meged, «Chipping and Breakage of Carbide Tools»* (1976). Open Access Dissertations and Theses. Paper 462. <http://digitalcommons.mcmaster.ca/opensdissertations/462>.

8. *Гохфельд Д.А., Гецов Л.Б., Кононов К.М.* Механические свойства сталей и сплавов при нестационарном нагружении. Справочник. – Екатеринбург: УрОРАН, 1996. – 408 с.

9. *Креймер Г.С.* Прочность твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1971. – 247 с.

Prediction of fatigue failure of the cutting tool with carbide cutting inserts at orthogonal turning

D.C.Simsive, J.V.Simsive, A.V Kutyshkin

In a paper the technique of an estimation of firmness cutting tool with carbide cutting inserts is offered at turning constructional steels by criterion of fatigue failure of its cutting part. Results of calculation of firmness of the cutting tools in comparison with results of the experimental researches published in an open printing are presented.

Key words: cutting tool wear, fatigue failure, cutting tool life, orthogonal turning.

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ «ТИТАН-ТАНТАЛ», ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ*

*И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент
Т.В. ЖУРАВИНА, ассистент
А.А. РУКТУЕВ, аспирант
О.Г. ЛЕНИВЦЕВА, аспирант
Ю.Н. РОМАШОВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья получена 3 сентября 2012 года

Батаев И.А. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: ivanbataev@ngs.ru

Методами структурного анализа изучено строение покрытий системы «титан-тантал», сформированных вневакуумной электронно-лучевой наплавкой. Показано, что β -фаза титана содержится как в наплавленных слоях, содержащих 22,4 % тантала, так и в слоях, содержащих 4,9 % Та. Увеличение концентрации тантала способствует возрастанию объемной доли β -фазы и уменьшению размера пластин α -фазы.

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая наплавка, α -титан, β -титан, тантал.

Введение

Сплавы систем титан-тантал и титан-тантал-ниобий вызывают большой интерес в связи с их высокой коррозионной стойкостью. В ряде работ показано, что при добавлении в титан даже небольшого количества тантала коррозионная стойкость материала значительно возрастает [1], а при концентрациях тантала более 40 % сплав Ti-Ta обладает практически такой же коррозионной стойкостью, как и чистый тантал [2, 3]. В качестве перспективного направления использования сплавов титан-тантал и титан-тантал-ниобий рассматривают ядерную энергетику [4–7]. Одно из возможных направлений применения этих сплавов связано с изготовлением емкостей для переработки отработанного ядерного топлива.

В работах [8,9] было показано, что эффективным методом поверхностного легирования титановых сплавов танталом и ниобием является вневакуумная электронно-лучевая наплавка. Достоинствами этого метода являются высокая производительность и возможность формирования защитных слоев на крупногабаритных изделиях. Следует отметить, что большинство специалистов, исследующих титановые сплавы, отмечают сложность идентификации отдельных структурных составляющих методами оптиче-

ской металлографии и даже растровой электронной микроскопии. А.В. Добромислов с соавторами при исследовании структуры и фазового состава сплавов системы «титан-тантал» успешно использовали метод просвечивающей электронной микроскопии [10]. В данной работе метод просвечивающей электронной микроскопии был использован для исследования структуры покрытий системы «титан-тантал», полученных на титановой основе методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки.

Методы исследования и особенности постановки эксперимента

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка проводилась в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН на ускорителе электронов ЭЛВ-6. В качестве образцов для наплавки использовались пластины размером 100×50×10 мм, изготовленные из титанового сплава марки BT1-0. Перед проведением наплавки на поверхность пластин насыпалась смесь порошков чистого титана, тантала и флюса CaF₂ и LiF. Использовались следующие режимы наплавки: ускоряющее напряжение 1,4 МэВ, ток пучка 23...24 мА, скорость перемещения образцов относительно луча 10 мм/с. Диаметр луча на образце составлял 12 мм. Для уве-

* Исследования выполнены в рамках реализации проекта ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2012 годы (ГК 16.513.11.3035)

личения производительности в процессе обработки использовалось поперечное сканирование с частотой 50 Гц. Ширина сканирования составляла 50 мм.

Концентрация легирующих элементов в наплавленном слое определялась методом энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа на растровом микроскопе Carl Zeiss EVO 50, оснащенный приставкой Oxford Instruments X-Act.

Просвечивающая электронная микроскопия проводилась на приборе Теспаі G2 20. Подготовка образцов проводилась по следующей методике. Наплавленный слой срезался с образца на проволочном электроэрозионном станке. Полученные тонкие пластины механически утонялись до толщины ~ 100 мкм с помощью абразивных бумаг. Дальнейшее утонение до толщины 6...10 мкм проводилось на приборе Gatan Dimple Grinder 656. Окончательная подготовка осуществлялась методом ионного травления на установке Gatan PIPS 691.

Содержание тантала в наплавленных образцах составляло 3,9...22,4 % (вес.). Для исследований методом просвечивающей электронной микроскопии было выбрано два образца с концентрацией тантала в наплавленном слое 4,9 и 22,4 % (вес.)

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ результатов структурных исследований, выполненных с использованием методов оптической металлографии и растровой электронной микроскопии, позволяет сделать вывод о том, что защитные слои, получаемые на пластинах из технически чистого титана ВГ1-0, являются качественными. Переходные зоны в биметаллах, формируемых электронно-лучевой наплавкой порошковых смесей, обладают сплошностью. Дефектов типа микротрещин и крупных пор методами структурного анализа не зафиксировано. Размер обнаруженных пор (~ 1...10 мкм) позволяет отнести их к микродефектам. Следует подчеркнуть, что дефекты этого типа являются единичными, закрытыми.

В то же время технология электронно-лучевой обработки, основанная на переплаве порошковой титан-танталовой смеси и последующей кристаллизации расплава, приводит к формированию явно выраженной структуры литого происхождения. Об этом свидетельствует проявление ликвации в переплавленных слоях и образование в них дендритов. Анализ полученных результатов позволяет говорить о том, что при высокоскоростной обработке материалов электронным лучом проявляется дендритная ликвация. Ее признаком служит различие химического состава в объеме осей дендритов и межосных пространств. Явно выраженной зональной ликвации, проявляющейся в образовании в слое нескольких зон с различным химическим составом, в работе не наблюдали.

С использованием оптической микроскопии отчетливо наблюдаются три крупные зоны, соответствующие наплавленному материалу, переходной зоне и основному металлу. Зоны термического влияния имеют явно выраженное градиентное строение. Структура в этих зонах плавно изменяется от грубокристаллической, на границе соединения с наплавленным материалом, до мелкозернистой, соответствующей исходному титану. Глубина зоны термического влияния в 1,5...2 раза больше толщины наплавленного электронным лучом слоя, которая при реализации отмеченных во втором разделе режимов достигала ~ 2000 мкм.

Результаты структурных исследований, выполненных с применением методов оптической металлографии и растровой электронной микроскопии, приведены на рис. 1. Исследования проведены на материалах, легированном танталом в широком интервале концентраций (от 3,9 до 22,4 % Та вес.). Типичные снимки наплавленного материала, содержащего 3,9 % Та, представлены на рис. 1, а и б. Особенностью, характерной для структуры анализируемого сплава, является высокая дисперсность составляющих ее элементов. Химическим травлением выявляются тонкие, закономерно ориентированные пластины. В сплавах на основе титана закономерность в расположении пластин может быть обусловлена как мартенситным превращением β -фазы с формированием структуры α' и (или) α'' , так и проявлением принципа ориентационного и размерного соответствия, по которому форма и ориентация кристаллов новой фазы удовлетворяет условию минимальной поверхностной энергии, что, в свою очередь, достигается при максимальном сходстве в расположении атомов на гранях материнской и дочерней фаз.

Анализ структуры поверхностно легированного слоя с 3,9 % Та, выполненный с использованием растровой электронной микроскопии, свидетельствует о том, что в сплаве наблюдаются колонии, состоящие из набора параллельных пластин α -фазы, а также пластинчатые структуры с морфологией более сложного типа. Аналогичные результаты получены и при изучении сплавов, легированных 10,8 % Та. Если в процессе превращения образуется смешанная тонкодисперсная ($\alpha+\beta$) структура пластинчатой морфологии, выделить β -фазу на фоне альфа-структуры с использованием метода оптической металлографии не представляется возможным. Единственным надежным способом ее в визуальной идентификации является трансмиссионная электронная микроскопия с параллельным анализом микродифракционных снимков.

Результаты структурных исследований сплавов с повышенным содержанием тантала (17,0 и 22,4 % вес.) представлены на рис. 1, в, д, е. На приведенных снимках также можно наблюдать все отме-

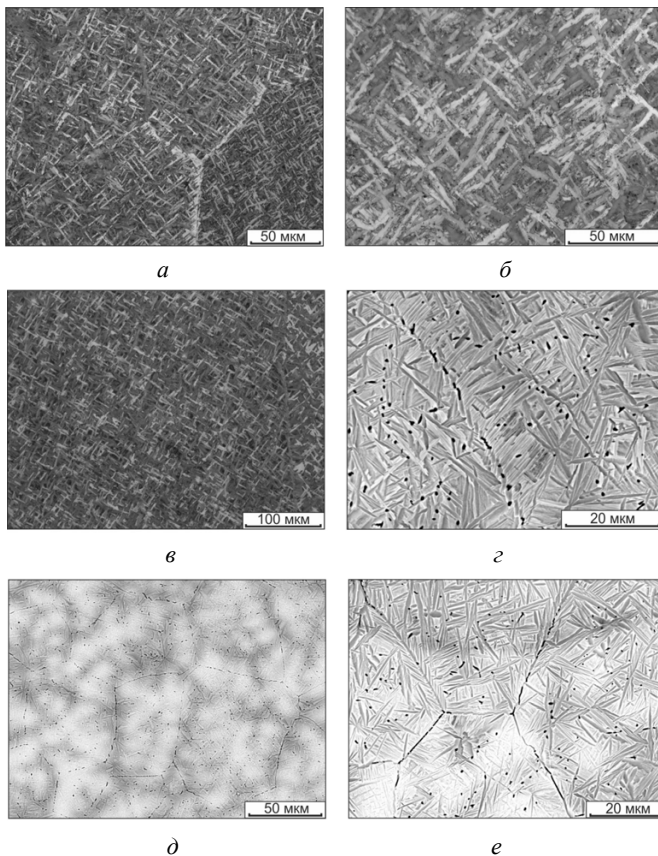


Рис. 1. Строение поверхностных слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой титан-танталовой смеси на пластину VT1-0: а, б – 3,9 % (вес.) Ta; в – 10,8 % (вес.) Ta; г – 17,0 % (вес.) Ta; д, е – 22,4 % (вес.) Ta

ченные выше особенности, в том числе дендритное строение, наличие колоний параллельных пластин, переплетение пластин α -фазы.

На рис. 2 представлена диаграмма состояния системы Ti – Ta. Анализ представленной диаграммы свидетельствует о том, что образец, содержащий 4,9 % тантала в равновесных условиях, должен состоять из α -фазы титана, в то время как образец с 22,4 % тантала находится в двухфазной $\alpha + \beta$ области.

Типичные структуры наплавленного слоя с массовой концентрацией тантала 22,4 % показаны на

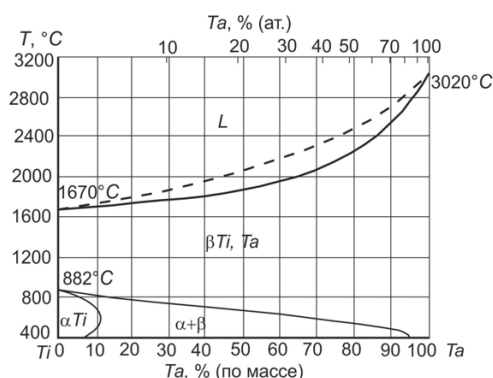


Рис. 2. Диаграмма состояния сплавов системы «титан-тантал»

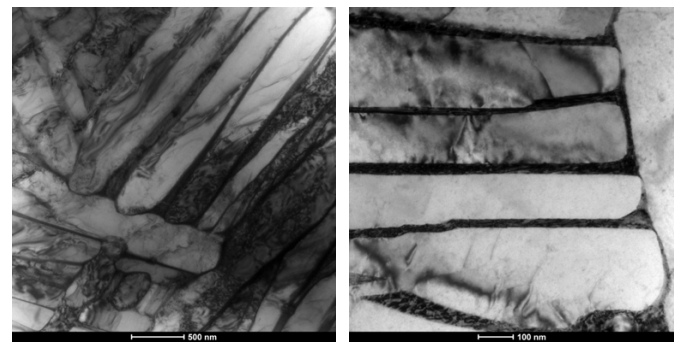


Рис. 3. Структура наплавленных слоев, содержащих 22,4 % (вес.) тантала

рис. 3. Структура сплава представляет собой вытянутые пластины α -фазы титана (светлые участки на рис. 3), окруженные тонкими прослойками β -фазы титана (темные выделения на рис. 3). Более темный цвет прослоек β -фазы обусловлен явлением адсорбционного контраста (богатые танталом пластины β -фазы более эффективно поглощают электроны).

Анализ представленных на рис. 3 изображений свидетельствует о том, что ширина пластин α -фазы находится в диапазоне 100...500 нм, в то время как их длина может превышать 10 мкм. Толщина прослоек β -фазы, как правило, составляет десятки нанометров. Пластини α - и β -фаз склонны к образованию пакетов. Каждый пакет состоит из 4–10 параллельных пластин α -фазы, чередующихся с тонкими прослойками β -фазы. В большинстве случаев кристаллографические закономерности во взаимном расположении соседних пакетов являются неочевидными. Формируемая при этом структура напоминает характерное «корзинное плетение» и уже отмечалась в работах других авторов [11]. Тем не менее некоторые участки имеют более «правильную» геометрию. Картины микродифракции, полученные со светлых и темных участков, представлены на рис. 4.

Фотографии образцов, содержащих 4,9 % (вес.) тантала, представлены на рис. 5. Несмотря на большую разницу в концентрации β -стабилизатора, сплав с 4,9 вес. % тантала имеет схожее строение со сплавом с 22,4 вес. % тантала. В структуре этих образцов также присутствует β -фаза. В отличие от образцов

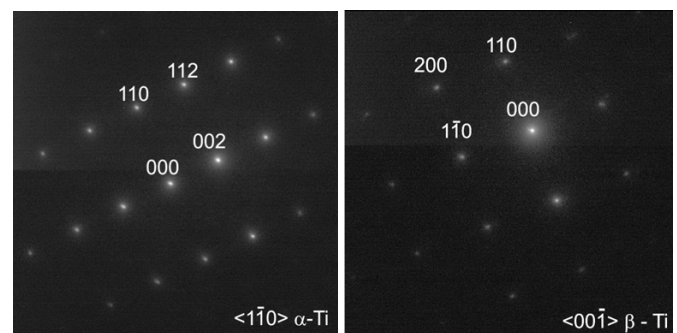


Рис. 4. Картины дифракции электронов, соответствующие альфа- (а) и бета- (б) фазам титана

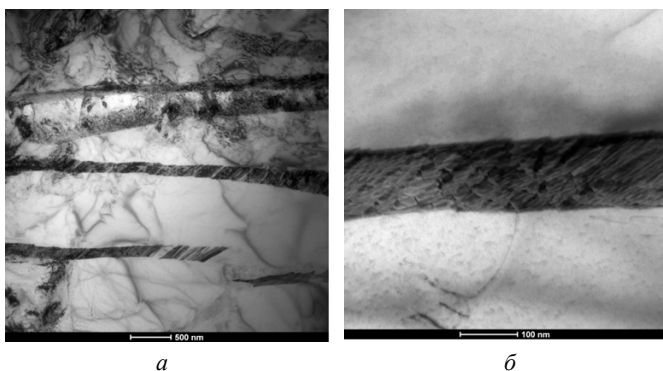


Рис. 5. Структура наплавленных слоев, содержащих 4,9 % (вес.) тантала

с высокой концентрацией тантала длина и ширина пластинок α -фазы здесь значительно больше (их ширина достигает 0,5...1,5 мкм). Кроме того, в случае низколегированного материала ширина пластинок α -фазы в пределах одной колонии изменяется в широких пределах.

Появление β -фазы при относительно низких концентрациях тантала может быть обусловлено как локальной ликвацией химического состава, так и неравновесными условиями охлаждения сплава в твердом состоянии.

Заключение

Во всех исследованных образцах наплавленных слоев с концентраций тантала 4,5 и 22,4 % зафиксировано присутствие β -фазы титана в виде прослоек по границам пластин α -фазы. С увеличением концентрации тантала объемная доля β -фазы возрастает, а размеры пластинок α -фазы уменьшаются. Присутствие β -фазы в сплавах с малой концентрацией тантала может быть вызвано локальной химической неоднородностью, обусловленной дендритной ликвацией, а также неравновесными условиями охлаждения. Явно выраженной мартенситной структуры методами просвечивающей электронной микроскопии не обнаружено.

Structural investigation of “titanium-tantalum” coatings obtained by non-vacuum electron beam cladding

I.A. Bataev, T.V. Zhuravina,
A.A. Ruktuev, O.G. Lenivtseva, Y.N. Romashova

Structure of “titanium-tantalum” coatings formed by non-vacuum electron beam cladding was investigated. It was shown that all of the cladded layers with 22,4 % Ta and 4,9 % Ta contain titanium β -phase. Increase of tantalum concentration leads to the growth of β -phase volume fraction and reduction of α -phase lamellas' size.

Key words: non-vacuum electron beam cladding, α -titanium, β -titanium, tantalum.

Список литературы

1. *Титановые сплавы*. Металлография титановых сплавов. – М: Металлургия, 1980. – 464 с.
2. *Mardare A.I.* A combinatorial passivation study of Ta-Ti alloys / A.I. Mardare, A. Savan, Ludwig A., A.D. Wieck, A.W. Hassel // *Corrosion Science*. – 2009. – Vol. 51. – P. 1519–1527.
3. *De Souza K.A.* Influence of concentration and temperature on the corrosion behavior of titanium, titanium-20 and 40% tantalum alloys and tantalum in sulfuric acid solutions / K.A. de Souza, A. Robin // *Materials Chemistry and Physics*. – 2007. – Vol. 103. – P. 351–360.
4. *Raj B.* Materials development and corrosion problems in nuclear fuel reprocessing plants / B. Raj, U.K. Mudali // *Progress in Nuclear Energy*. – 2006. – Vol. 48. – P. 283–313.
5. *Karhikeyan T.* Solidification structure in Ti–5Ta–1.8Nb weld / Karhikeyan T., Dasgupta A., Saroja S., Vijayalakshmi M. // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2009. – Vol. 14. – P. 597–605.
6. *Karhikeyan T.* Studies on weldability of Ti–5Ta–1.8Nb alloy / T. Karhikeyan, A. Dasgupta, S. Saroja, M. Vijayalakshmi, V.S. Raghunathan // *Journal of Nuclear Materials*. – 2004. – Vol. 335. – P. 299–301.
7. *Shankar A.R.* Effect of heat treatment on the corrosion behaviour of Ti–5Ta–1.8Nb alloy in boiling concentrated nitric acid / A.R. Shankar, R.K. Dayal, R. Balasubramaniam, V.R. Raju, R. Mythili, S. Saroja, Vijayalakshmi M., V.S. Raghunathan // *Journal of Nuclear Materials*. – 2008. – Vol. 372. – P. 277–284.
8. *Golkovsky M.G.* Cladding of tantalum and niobium on titanium by electron beam, injected in atmosphere / M.G. Golkovsky, T.V. Zhuravina, I.A. Bataev, A.A. Bataev, S.V. Veselov, V.A. Bataev, E.A. Prikhodko // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 314–316. – P. 23–27.
9. *Журавина Т.В., Батаев И.А., Руктуев А.А., Алхимов А.П., Ленивцева О.Г., Бутыленкова О.А.* Вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошков системы титан-тантал-ниобий на титан ВТ1-0 // *Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты*. – 2012. – № 1(54). – С. 90–95.
10. *Добромыслов А.В., Долгих Г.В., Дуткевич Я., Треногина Т.Л.* Фазовые и структурные превращения в сплавах системы титан-тантал // *Физика металлов и металловедение*. – 2009. – Т. 107. – № 5. – С. 539–548.
11. *Колачев Б.А.* Физическое металловедение титана. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.

СОЗДАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В ТВЕРДОМ СПЛАВЕ ВК20 ПРИ ОПЛАВЛЕНИИ НА ПОВЕРХНОСТИ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ВК6 ЛАЗЕРНЫМ ЛУЧОМ*

*А.Г. ТЮРИН, канд. техн. наук, доцент,
Д.Н. ПРОХОВ, магистрант,
А.А. РУКТУЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Тюрин А.Г. – 630092, г. Новосибирск;
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: tyurin78@mail.ru

Представлены результаты микроструктурных исследований твердого сплава ВК20 после оплавления на его поверхности порошковой смеси ВК6 лазерным излучением. Приведены результаты металлографических исследований композиции «ВК20-ВК6» после оплавления лазерным лучом. Установлено, что в процессе оплавления лазерным излучением в поверхностном слое происходит химическое взаимодействие между компонентами вольфрамкобальтовой порошковой смеси по реакции $3\text{Co} + 3\text{WC} \rightarrow (\text{Co;W})_3\text{C} + 2\text{C}$. Высокая скорость охлаждения при лазерной обработке способствует сохранению продуктов данной реакции – углерода в виде графитных включений и сложного карбида $(\text{Co;W})_3\text{C}$ до комнатной температуры.

Ключевые слова: вольфрамкобальтовый твердый сплав, обработка лазерным лучом, градиентная микроструктура.

Введение

Одной из важных задач, стоящих перед металлообрабатывающими предприятиями России, является повышение производительности обработки металла с сохранением высокого уровня качества продукции. Основными инструментальными материалами, широко применяемыми в металлообработке, являются вольфрамкобальтовые твердые сплавы. Существенные недостатки, снижающие эксплуатационные характеристики вольфрамкобальтовых твердых сплавов, – это низкие значения предела прочности при поперечном изгибе, невысокая стойкость к ударным нагрузкам, а также высокая стоимость компонентов.

Одним из способов повышения надежности инструментального материала служит поверхностное упрочнение, например, нанесение различного рода упрочняющих покрытий [1,2], поверхностное модифицирование высокоэнергетическими источниками нагрева [3, 4] и др. Получение материала, сочетающего высокую твердость и износостойкость поверхности с высокой прочностью сердцевины при поперечном изгибе, позволяет существенно повысить

эксплуатационную надежность металлообрабатывающего инструмента и тем самым увеличить производительность металлообработки.

Цель работы заключается в исследовании структуры и свойств вольфрамкобальтовых твердых сплавов с градиентной микроструктурой, сформированной поверхностной обработкой лазерным лучом.

Материалы и методы исследования

В качестве материалов, применяемых в экспериментах, использовали промышленный твердый сплав ВК20 и твердосплавную порошковую смесь ВК6, изготовленную в соответствии со стандартом СТО 00196144-0727-2010 «СМК. Процессы жизненного цикла продукции. Смеси твердосплавные для производства изделий». Химический состав используемой порошковой смеси представлен в таблице.

Технология поверхностного упрочнения твердого сплава ВК20 с использованием лазерной энергии включала следующие этапы:

– нанесение порошковой смеси ВК6 на обрабатываемую поверхность сплава ВК20;

* Работа выполнена в рамках реализации проекта ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2012 годы», государственный контракт № 16.513.11.3004 от 08 апреля 2011 года

Состав порошковых смесей

Марка порошковой смеси	Массовая доля %					Средний размер по Фишеру, мкм
	Углерод общий	Углерод свободный, не более	Кобальт	Кислород, не более	Железо, не более	
ВК6	5,45-5,70	0,1	5,7-6,2	0,4	0,2	–

– оплавление обрабатываемой поверхности лучом лазера;

– механическая обработка упрочненной поверхности.

Твердосплавные пластины ВК20 представляли собой бруски размером 35×5×5 мм. На боковую поверхность 35×5 мм наносилась порошковая смесь ВК6 с применением технологии шликерного литья. Оплавление смеси ВК6 на поверхности твердого сплава ВК20 осуществлялось с использованием лазерного технологического комплекса «Сибирь-2» производства Института теоретической и прикладной механики СО РАН (ИТПМ). Комплекс представляет собой прокачной CO₂-лазер, излучение которого непрерывно и обладает длиной волны 10,6 мкм.

Важной особенностью лазерной установки является устройство резонатора, разработанного в ИТПМ, позволяющее сохранять высокое качество излучения при его высоких мощностях. Образец закреплялся на рабочем столике, перемещающемся в процессе обработки относительно лазерного луча. Для уменьшения степени окисления спекаемой по-

верхности оплавление осуществлялась в защитной атмосфере инертного газа – гелия. Оплавление производилось при мощностях лазерного луча: 1; 1,5 и 3 кВт, при скоростях передвижения образцов относительно лазерного излучения 0,5; 1; 1,5 м/мин. Диаметр лазерного пучка составил 0,2 мм в фокусе излучения, настроенном на глубину 2 мм от поверхности образца.

Для проведения металлографических исследований использовали световой микроскоп Carl Zeiss AXIO Observer A1m и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50, оснащенный микроанализатором EDS X-Act (Oxford Instruments). Для оценки диффузионных процессов при оплавлении лазерным излучением использовали функции картирования и определение химического состава вдоль линии.

Металлографические исследования на световом микроскопе проводились в диапазоне увеличений от 40 до 1500 крат с использованием метода светлопольного освещения. Объектами исследования служили металлографические шлифы, приготовленные по стандартным методикам, включающим такие операции, как механическое шлифование и полирование, а также химическое травление.

Результаты и обсуждение

Микроструктурные исследования поверхностных слоев композиции «ВК6-ВК20» после оплавления лазерным лучом свидетельствуют об образовании четырех типов зон в поверхностном слое. На рис. 1 представлено характерное строение этих участков. Четко выделяется исходная структура сплава ВК20. Размер частиц карбида вольфрама составляет 3...8 мкм. Далее следует область, имеющая трехфазное строение и состоящая из частиц карбида вольфрама, фазы (Co,W)₃C и материала связки на основе кобальта. Появившаяся в процессе обработки фаза (Co,W)₃C расположена преимущественно между частицами карбидов вольфрама. Такая форма образования фазы (Co,W)₃C является нежелательной, так как приводит к уменьшению объемной доли связующего компонента, что способствует снижению предела прочности материала при поперечном изгибе. Область материала, оплавленная в процессе обработки, состоит из двух участков: зоны, имеющей крупнозернистое двухфазное строение (рис. 1, а, б), а также участка, имеющего мелкозернистое строение и состоящего как минимум из трех фаз (рис. 1, в, з). Размер ча-

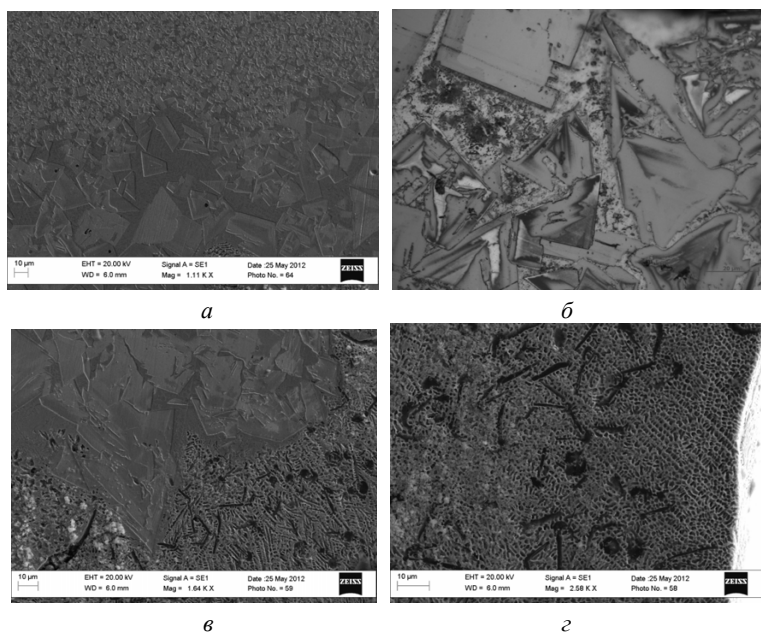
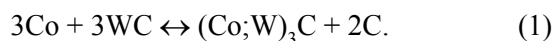


Рис. 1. Фотографии микроструктур композиции ВК6-ВК20 обработанных лазером:

а – переходная зона между зонами, имеющих мелкое и крупное строение; б – зона крупных частиц карбида вольфрама; в – переходная зона между областью с крупным строением и многофазной областью; з – многофазная зона

стиц карбида вольфрама в крупнозернистой зоне находится в диапазоне от 20 до 50 мкм. В многофазной области присутствуют два типа выделений: пластинчатой формы (длинной 20 и толщиной 2–3 мкм) и глобулярной формы с диаметром 5–7 мкм. Также в многофазной области встречаются крупные частицы карбида вольфрама и дендритные колонии эвтектики $\text{Co}-(\text{Co},\text{W})_3\text{C}$.

Наличие отмеченных соединений подтверждается данными микрорентгеноспектрального и фазового анализов. На рис. 2 представлено распределение химических элементов в исследуемой области. Вокруг крупных частиц карбида вольфрама четко прослеживается область с повышенным содержанием вольфрама, что говорит об интенсивном протекании диффузионных процессов при лазерном оплавлении. Установлено, что крупные карбиды имеют следующий химический состав: 92,41 % W, 5,3 % C и 0,78 % Co. Материал связки содержит 13,44 % C; 60,4 % Co; 17,3 % W и 7,1 % O. Химический состав фазы пластинчатой и глобулярной формы одинаков и состоит из 94,18 % C, 2 % W и 1,36 % Co, т.е. в процессе оплавления лазерным излучением в поверхностном слое произошло выделение углерода в виде графитных включений двух типов: пластинчатой и глобулярной формы. Вероятно, в процессе нагрева имеет место протекание химического взаимодействия между компонентами вольфрамокобальтовой порошковой смеси по реакции



В отличие от условий нагрева и охлаждения при воздействии лазерного излучения спекание в вакуумной печи, охлаждение при котором происходит с невысокой скоростью, приводит к протеканию данной реакции в обратном направлении с распадом сложного карбида $(\text{Co},\text{W})_3\text{C}$ на WC и Co. Поскольку обработка лучом лазера характеризуется высокими скоростями нагрева и охлаждения, то продукты реакции (1) не успевают вступить в химическое взаимодействие в обратном направлении. Это способствует сохранению фазы $(\text{Co},\text{W})_3\text{C}$ и C до комнатных температур с выделением углерода в виде графитных включений глобулярной и пластинчатой формы.

Установлено, что технологические режимы оказывают значительное влияние на размер образующихся зон. Так, например, увеличение скорости перемещения образца относительно лазерного луча от 0,5 до 1,5 м/мин приводит к уменьшению толщины переходного слоя от 80...100 мкм до 20 мкм. Таким

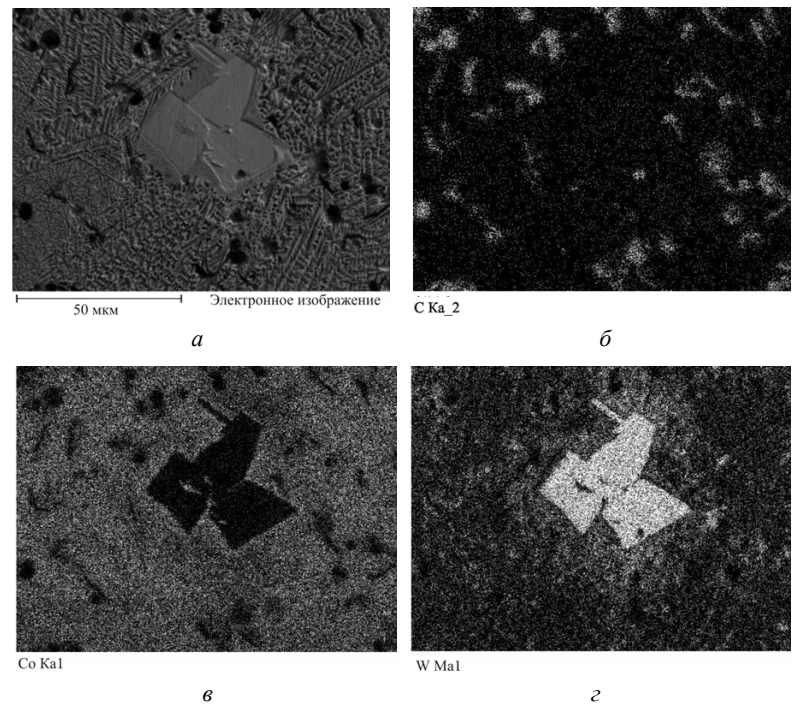


Рис. 2. Распределение химических элементов в поверхности микрошлифа:

a – фотография исследуемого участка; *б* – распределение углерода; *в* – распределение кобальта; *г* – распределение вольфрама

образом, при малых скоростях обработки происходит значительный разогрев всего образца, что снижает скорость охлаждения и, как следствие, протекание реакции (1) в обратном направлении и образование двухфазной структуры, состоящей из крупных частиц карбида вольфрама и материала связки на основе кобальта. В процессе охлаждения выделение вольфрама происходит преимущественно на мелких, нерастворенных частицах карбидов вольфрама, что приводит к значительному увеличению их размеров до 50 мкм.

При воздействии лазерного луча на поверхность образца материал в доли секунды нагревается до высоких температур, что способствует образованию значительного градиента температур, а это, в свою очередь, вызывает появление термических напряжений. Появившиеся напряжения будут тем выше, чем больше мощность лазерного луча и скорость перемещения образца относительно излучения. В процессе обработки лазерным лучом образованные напряжения превосходят прочность обрабатываемого материала, что приводит к появлению микротрещин. Так, например, обработка композиции «ВК6-ВК20» со скоростью обработки 1,5 м/мин и мощностью лазерного луча 3 кВт приводит к появлению микротрещин в переходном слое. Уменьшение скорости перемещения обрабатываемой поверхности относительно лазерного луча ведет к разогреву практически всего объема изделия до температуры 700...850 °С, снижению температурного градиента и уменьшению коли-

чества микротрещин в упрочненном слое. Таким образом, одним из путей снижения уровня остаточных напряжений и предотвращения появления микротрещин может быть уменьшение скорости обработки или мощности лазерного излучения.

Выводы

Результаты металлографического анализа вольфрамкобальтовых твердых сплавов с градиентной микроструктурой, полученной обработкой лазерным лучом позволяют сделать следующие выводы.

1. Оплавление порошковой смеси ВК6 лазерным лучом на поверхности твердого сплава ВК20 приводит к образованию сложной структуры, состоящей из четырех типов зон в поверхностном слое:

- исходной структуры твердого сплава ВК20;
- области, имеющей трехфазное строение (Co, WC и фаза (Co,W)₃C);
- зоны, имеющей крупнозернистое двухфазное строение (Co, WC);
- мелкозернистой зоны, состоящей из фазы (Co,W)₃C, металла связки на основе кобальта и графитных включений, которые имеют глобулярную и пластинчатую форму.

2. Установлено, что крупные карбиды имеют следующий химический состав: 92,41 % W; 5,3 % C и 0,78 % Co. Материал связки содержит 13,44 % C; 60,4 % Co; 17,3 % W и 7,1 % O. Химический состав фазы пластинчатой и глобулярной формы одинаков и состоит из 94,18 % C; 2 % W и 1,36 % Co.

3. Установлено, что технологические режимы лазерной обработки оказывают значительное влияние

на размер образующихся зон. Увеличение мощности лазерного излучения приводит к уменьшению области, состоящей из крупных частиц карбида вольфрама (размером 20...50 мкм) и увеличению области, имеющей многофазное строение с выделением графита глобулярной и пластинчатой формы.

4. Обработка лазерным лучом композиции «ВК20-ВК6» со скоростями перемещения образца 1 и 1,5 м/мин при мощности лазерного луча 1,5 кВт приводит к образованию микротрещин в поверхностном слое. Уменьшение скорости перемещения обрабатываемой поверхности до 0,5 м/мин приводит к разогреву всего объема изделия до температур 700...850 °С, что уменьшает количество микротрещин в поверхностном слое.

Список литературы

1. *Верещака А.С.* Некоторые методологические принципы создания функциональных покрытий для режущих инструментов // *Современные технологии в машиностроении.* – Харьков: НТУ «ХПИ». – 2007. – С. 210–231.
2. *Осколкова Т.Н.* Электроэрозионное покрытие на карбидовольфрамовом твердосплавном изделии // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук.* – Т. 11. – № 5(2). – 2009.
3. *Полеценко К.Н., Поворознюк С.Н., Бобой А.О.* и др. Изменение трибологических свойств металлокерамических твердых сплавов ионно-плазменной и ионно-лучевой обработкой // *Физика и химия обработки материалов.* – 2002. – № 2. – С. 5–8.
4. *Паустовский А.В., Ботвинко В.П.* Влияние импульсного лазерного излучения на структуру и свойства электроискровых покрытий из сплавов типа ВК и ТК // *Порошковая металлургия.* – 1991. – № 2. – С. 55–57.

Creation of gradient structure in the hard alloy WC20 after melting of the powder mixture “WC 94% – Co 6%» by the laser beam

A.G. Tyurin, D.N. Prohov, A.A. Ruktuev

The results of the micro structural research of the hard alloy WC20 after melting of the powder mixture “WC 94% – Co 6%» by the laser radiation are presented in the article.

The results of the metallographic research of the composition “WC20-WC6” after melting by the laser beam are given. It is established, that during the process of melting by the laser radiation in the surface layer, chemical interaction between components of tungsten and cobalt powder mixture occurs under reaction $3Co + 3WC \rightarrow (Co,W)_3C + 2C$. The high speed of cooling after laser processing, contributes to preservation of the products of this reaction – carbon in the form of graphite inclusions and complex carbide (Co,W)₃C to room temperature.

Key words: tungsten and cobalt hard alloy, the processing by the laser beam, gradient microstructure.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 10Х3Г3МФ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ

*А.Н. БАЛАХНИН, аспирант,
 Д.А. КОСТЮК, студент
 Д.О. ПАНОВ, ст. преподаватель,
 (ПНИПУ, г. Пермь)
 А.А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук, доцент
 Ю.Н. РОМАШОВА, аспирант
 (НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Балахнин А.Н. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
 e-mail: mto@pstu.ru

Представлены результаты механических испытаний и фрактографического анализа низкоуглеродистой стали 10Х3Г3МФ после холодной пластической деформации методом радиальной ковки.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, радиальная ковка, пакетный мартенсит, холодная пластическая деформация.

Введение

При сочетании операций термической обработки и холодной пластической деформации (ХПД) можно реализовать в материале зерногранично-субструктурный механизм упрочнения, что приводит к повышению уровня характеристик прочности и надежности.

Радиальная ковка (РК), реализующая мягкую схему деформации [1], низкоуглеродистых мартенситных сталей, обладающих в закаленном состоянии наряду с высоким уровнем прочности хорошей пластичностью при комнатной температуре [2], позволяет достичь высоких степеней деформации и существенно повысить уровень свойств материала.

Целью данной работы является изучение возможности повышения уровня механических свойств низкоуглеродистой стали 10Х3Г3МФ методом холодной радиальной ковки в исходно закаленном состоянии.

Материалы и методики проведения исследований

В качестве материала исследования выбрана низкоуглеродистая системно-легированная сталь 10Х3Г3МФ, имеющая следующий химический состав, % (масс.): 0,09 С; 2,78 Мн; 2,79 Сr; 0,43 Мо; 0,38 Si; 0,17 Ni; 0,13 V; 0,19 Cu; 0,012 S; 0,023 P.

При охлаждении стали 10Х3Г3МФ с температур горячей ковки вследствие высокой устойчивости переохлажденного аустенита в ней сформирована структура пакетного мартенсита. Далее сталь 10Х3Г3МФ подвергали ХПД на радиально-ковочной машине SKK 10 с круга диаметром 19 мм на круг 12 мм, что составляет 60 % деформации. Ковка проходила в три прохода: 20, 40 и 60 % деформации. В качестве степени пластической деформации принимали величину укова ϵ , определяемую по результатам изменения площади поперечного сечения образца до и после ковки.

На одноосное растяжение сталь испытывали с помощью системы универсальной сервогидравлической типа Instron 300DX. Расчет характеристик прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$) и пластичности (δ , ψ) осуществили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497 – 84 на пятикратных цилиндрических образцах типа III № 7.

Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре типа Metrocom в соответствии с ГОСТ 9454–78 на образцах с усталостной трещиной типа 17.

Фрактографические исследования образцов стали 10Х3Г3МФ после испытаний на ударную вязкость КСТ проводили при помощи растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты испытаний на одноосное растяжение и ударную вязкость образцов стали 10Х3Г3МФ в исходно закаленном состоянии и после ХПД методом РК до степени деформации 60 % представлены в таблице.

Механические свойства стали 10Х3Г3МФ после различных режимов обработки

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСТ, МДж/м ²
Исходно-закаленное состояние	940	1290	15	63	0,21
РК 60 %	1790	1790	7	53	0,55

Анализ результатов испытаний показал, что после проведения ХПД методом РК до степени 60 % происходит увеличение предела прочности σ_B на 40 % от значения прочности исходно-закаленной стали, при этом наблюдается снижение относительного удлинения δ более чем в два раза и относительного сужения ψ на 10 %. Значение ударной вязкости КСТ после деформации возрастает более чем в 2,5 раза.

Рост уровня прочности холоднодеформированной стали обусловлен увеличением плотности дефектов кристаллического строения и дополнительным диспергированием структуры стали 10Х3Г3МФ в ходе радиальнойковки.

Диаграммы одноосного растяжения образцов стали 10Х3Г3МФ представлены на рис. 1.

На диаграмме одноосного растяжения исходно закаленного образца существуют области упругой деформации (порядка 1,5 %), равномерной пластической (порядка 6 %) и локальной (порядка 8,5 %) деформации (рис. 1).

Кривая растяжения холоднодеформированной стали меняет свой характер: на диаграмме отсутствует участок равномерной пластической деформации, т.е. практически сразу при достижении предела упругости был достигнут предел прочности и началась

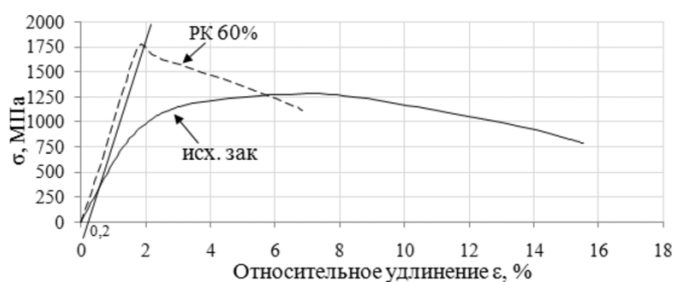


Рис. 1. Диаграммы одноосного растяжения образцов стали 10Х3Г3МФ в исходном закаленном с температур горячейковки состоянии и после ХПД методом РК до степени деформации 60 %

локализация пластической деформации – образование шейки. Это свидетельствует о том, что при ХПД методом РК был реализован практически весь ресурс стали к равномерному пластическому течению без образования трещин. В данных условиях определение предела текучести $\sigma_{0,2}$, в том числе и условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, является некорректным, поэтому предел текучести принимается равным пределу прочности.

Фрактографический анализ показал, что на изломе исходно-закаленной стали 10Х3Г3МФ (рис. 2, а) присутствуют развитые губы боковой утяжки и плоская однородная по сечению область в центре. Излом холоднодеформированной стали (рис. 2, б) имеет развитый рельеф сложного профиля, отражающий неоднородность материала, сформированную при радиальнойковке: при анализе распределения микротвердости по сечению образцов было установлено, что ХПД 60 % методом РК приводит к формированию в прутке относительно однородной сердцевины с максимальным уровнем твердости и периферийной части, где твердость плавно убывает от границы с сердцевиной к краю образца до уровня исходно-закаленного горячекованого состояния. На изломе присутствуют макроступеньки, которые сформировались при изменении направления движения трещины на границах зон прутка с разной твердостью. Губы утяжки в данном случае выражены слабо.

Анализ поверхности разрушения исходно-закаленного образца (рис. 3, а), показал, что разрушение происходит по микромеханизму квазискола: присутствуют преимущественно фасетки транскристаллитного скола с развитой субструктурой поверхности, что характерно для пакетного мартенсита.

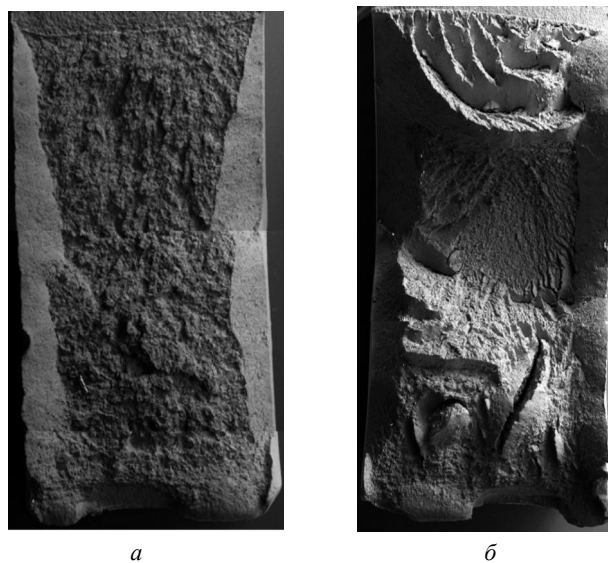


Рис. 2. Изломы стали 10Х3Г3МФ после испытаний на КСТ в исходном закаленном состоянии (а) и после ХПД 60 % методом РК (б), $\times 8$

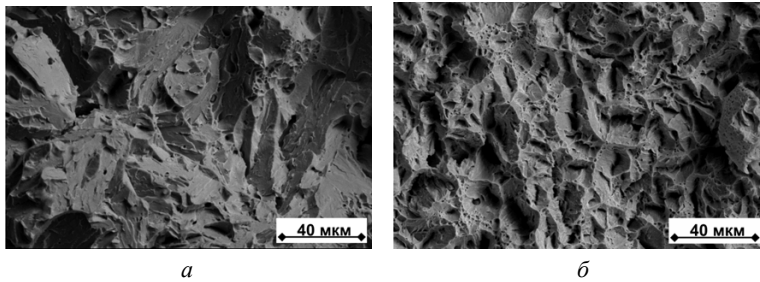


Рис. 3. Поверхность разрушения стали 10Х3Г3МФ после испытаний на КСТ в исходно-закаленном состоянии (а) и после ХПД 60 % методом РК (б)

Как известно, измельчение зерна приводит обычно к одновременному повышению прочности и вязкости металла, т.е. к увеличению сопротивления хрупкому разрушению [3]. Диспергирование структуры исходно закаленной стали 10Х3Г3МФ в результате ХПД методом РК приводит к смене микромеханизма разрушения с квазискола на вязкое разрушение (рис. 3, б): поверхность излома имеет ямочное строение, местами встречаются ямки-конусы.

Сменой микромеханизма разрушения и развитым макростроением излома объясняется значительный (более чем в 2,5 раза) рост величины КСТ после ХПД методом РК.

Выводы

Холодная пластическая деформация методом радиальнойковки со степенью деформации 60 % закаленной стали 10Х3Г3МФ позволяет повысить относительно исходного состояния предел прочности (σ_B) на 40 % до значения 1790 МПа и величину ударной вязкости КСТ более чем в 2,5 раза до 0,55 МДж/м².

Фрактографический анализ образцов после испытаний на КСТ показал, что после ХПД методом РК со степенью деформации 60 % происходит смена микромеханизма разрушения: разрушение по механизму квазискола сменяется вязким разрушением.

Список литературы

1. В.А. Тюрин, В.А. Лазоркин, И.А. Поспелов. Ковка на радиально-обжимных машинах. – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.
2. Митрохович Н.Н. Симонов Ю.Н., Клейнер Л.М., Швецов В.В. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: учеб. пособие / Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 2004. – 123 с.
3. Либовиц Г. Разрушение. – Т. 6. – М.: Металлургия, 1976. – 496 с.

Mechanical properties of constructional low carbon steel 10Cr3Mn3MoV after cold plastic deformation by radial forging method

A.N. Balakhnin, D.A. Kostuk, D.O. Panov,
A.A. Nikulina, Yu.N. Romashova

The article presents the results of research of mechanical properties and fractography of constructional low carbon steel 10Cr3Mn3MoV after cold plastic deformation by radial forging method.

Key words: low carbon steel, radial forging, batch martensite, cold plastic deformation.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ БРОНЗЫ БРОС10-10 НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ОТЛИВОК

*Н.В. МАРТЮШЕВ, канд. техн. наук, доцент
(ТПУ, г. Томск)*

Н.В. ПЛОТНИКОВА, канд. техн. наук, доцент

В.Ю. СКИБА, канд. техн. наук, доцент

А.И. ПОПЕЛЮХ, канд. техн. наук, доцент

(НГТУ, г. Новосибирск)

И.В. СЕМЕНКОВ, аспирант

(ТПУ, г. Томск)

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Мартюшев Н.В. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,
Томский политехнический университет, e-mail: martjushev@tpu.ru

Изучалось влияние условий кристаллизации оловянно-свинцовой бронзы на параметры получаемой микроструктуры. Изменение условий кристаллизации осуществлялось изменением скорости охлаждения расплава через предварительный нагрев литейных форм. Представлены количественные закономерности влияния скорости охлаждения исследуемой бронзы на ее фазовый состав. Кроме того, опубликованы данные об усталостных свойствах исследуемого материала. Показано, что скорости охлаждения 40...60 °С/с (литье в нагретую до 300...400 °С с последующим охлаждением на воздухе) приводят к получению более высокой циклической долговечности.

Ключевые слова: медь, бронза, кристаллизация, скорость охлаждения, циклическая долговечность, свинцовые включения.

Значительное количество научных исследований в материаловедении посвящено проблемам формирования структуры и свойств материалов в процессе кристаллизации. Один из часто изучаемых параметров – это скорость охлаждения. Скорость охлаждения достаточно просто изменить путем изменения материала, нагрева или охлаждения литейной формы. При этом влияние этого фактора, оказываемое на структуру и свойства, зачастую становится весьма значительным. Например, для антифрикционных марок бронз (свинцовистых, свинцово-оловянистых) изменение скорости охлаждения в процессе кристаллизации приводит к изменению формы свинцовых включений, величины зерна, параметров дендритной ячейки матрицы и количества наиболее твердой фазы – эвтектоида. Все эти изменения сказываются на свойствах отливок. Среди уже проведенных исследований имеется множество работ, посвященных свойствам бронзовых отливок, получаемых в литейные формы из различных материалов. При этом количественные значения свойств, а также такие важнейшие характеристики, как циклическая долговечность, коэффициент трения, практически не приводятся. Несмотря на то что большое количество

деталей, изготавливаемых из свинцово-оловянистых бронз, работает исключительно на износ, существует обширный класс бронзовых деталей, которые помимо хорошей износостойкости должны обладать высокими прочностными характеристиками (уплотнения и поршневые кольца, маслоплотные и экспандерные кольца). Такие детали работают в условиях циклических нагрузок, иногда знакопеременных. В результате эти детали часто выходят из строя не из-за износа, а из-за разрушения. Замена их приводит к дополнительным затратам и потерям за счет простоя оборудования и снижения выпуска готовой продукции. Поэтому разработка бронзовых материалов и технологий, направленных на повышение циклической долговечности данных деталей, является актуальной.

В настоящей работе поставлена задача изучить влияние скорости охлаждения на структуру и циклическую долговечность свинцово-оловянистых бронз марки БРОС 10-10. Выбор данной марки обусловлен массовостью ее применения и использованием в условиях циклических нагрузок. Условия плавки и заливки бронзового расплава подробно описаны в [1]. Изменение скоростей охлаждения осуществля-

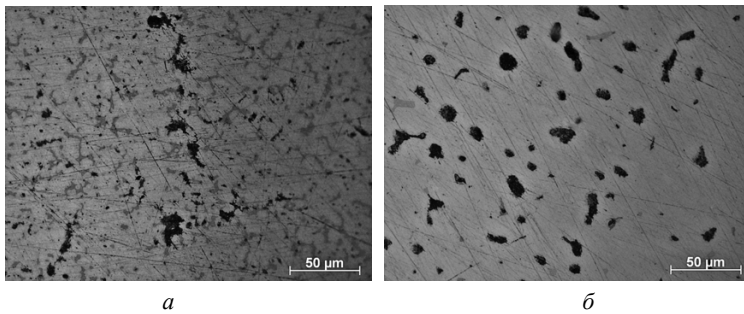


Рис. 1. Микроструктура бронзы марки БрОС-10-10, полученных: а – 158 °С/с (литье в форму комнатной температуры); б – 45 °С/с (заливка в форму, нагретую до 400 °С)

лось с помощью изменения температуры нагрева литейной формы. Скорость охлаждения расплава при этом измерялась с помощью прибора «Термограф» по методике, описанной в [2].

При проведении исследований в графитовые литейные формы, нагретые до различных температур (20, 200, 400, 600 °С), заливался расплав бронзы марки БрОС10-10. Для полученных отливок был исследован их фазовый состав, проведены металлографические исследования микроструктуры и испытания на циклическую долговечность. Фазовый состав определялся с помощью рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA. Анализ морфологии, среднего размера частиц и их формы производился по фотографиям, сделанным с помощью микроскопа Carl Zeiss AxioObserver A1m с фотокамерой AxioCam MRc5. Химический анализ фаз и фактограммы поверхности шлифов отливок были сде-

ланы с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50 с микроанализатором EDS X-Act (Oxford Instruments). Расчет среднего размера частиц производился с помощью программных средств и методик, изложенных в [3]. Усталостные испытания проводились с помощью универсальной системы типа Instron 8801.

Согласно диаграмме состояния системы медь-олово-свинец фазовый состав БрОС10-10 бронзы при комнатной температуре – это чистый свинец, α – твердый раствор олова в меди и эвтектид на основе электронного соединения $Cu_{31}Sn_8$ [4]. На фотографиях микроструктуры (рис. 1) на фоне светлого серого α -твердого раствора олова в меди видны черные включения свинца и серые включения электронного соединения. Электронное соединение обладает более высокой прочностью в сравнении с матрицей твердого раствора.

Из рис. 1 видно, что образцы, полученные с высокой скоростью охлаждения, содержат значительно большее количество эвтектоида, чем образцы, охлаждаемые медленно. Проведенный рентгенофазовый анализ подтвердил данные металлографического анализа.

Образцы, отлитые с малой скоростью охлаждения, состоят из свинца и твердого раствора олова в меди (рис. 2). Согласно данным металлографического анализа, они содержат небольшое количество электронного соединения, порядка 1–2 %, но на рентгенограмме такое количество фазы уже не ото-

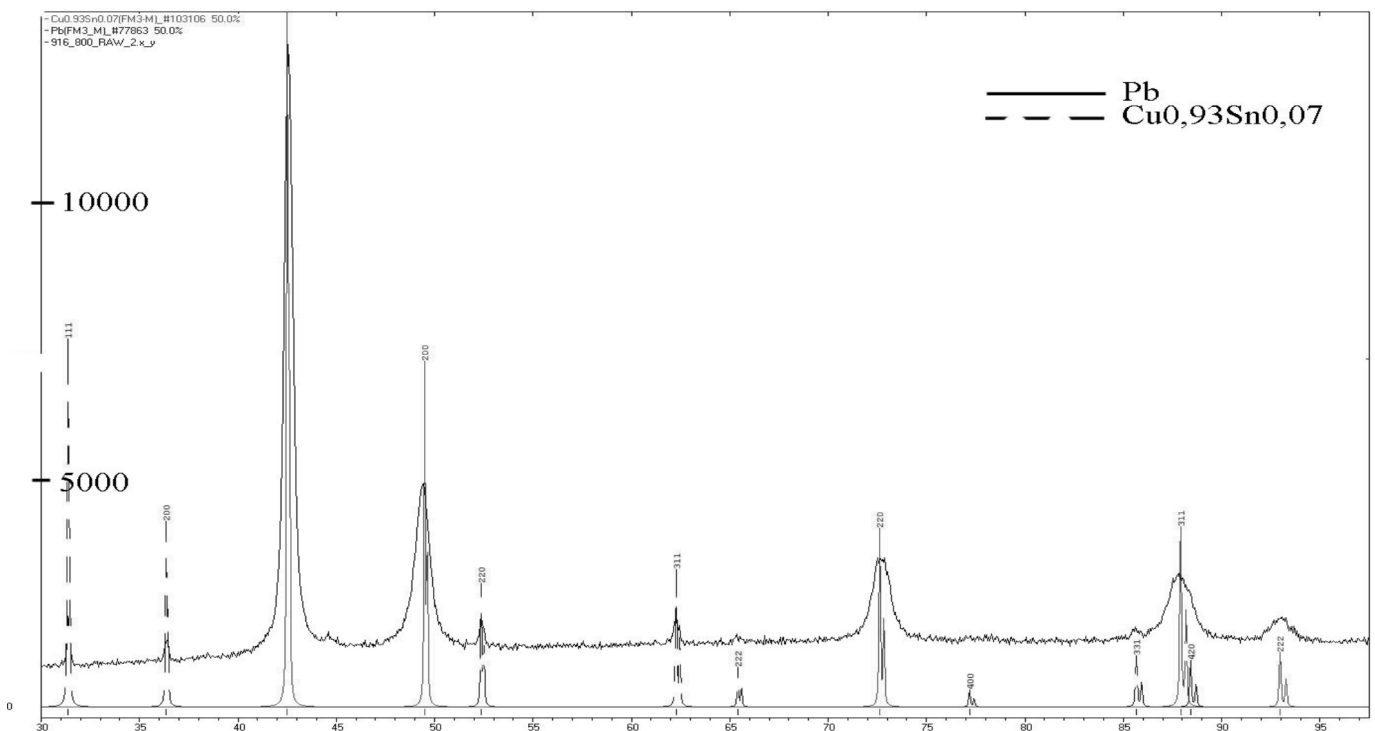


Рис. 2. Данные рентгенофазового анализа образца из БрОС10-10, полученного при скорости охлаждения 10 °С/с

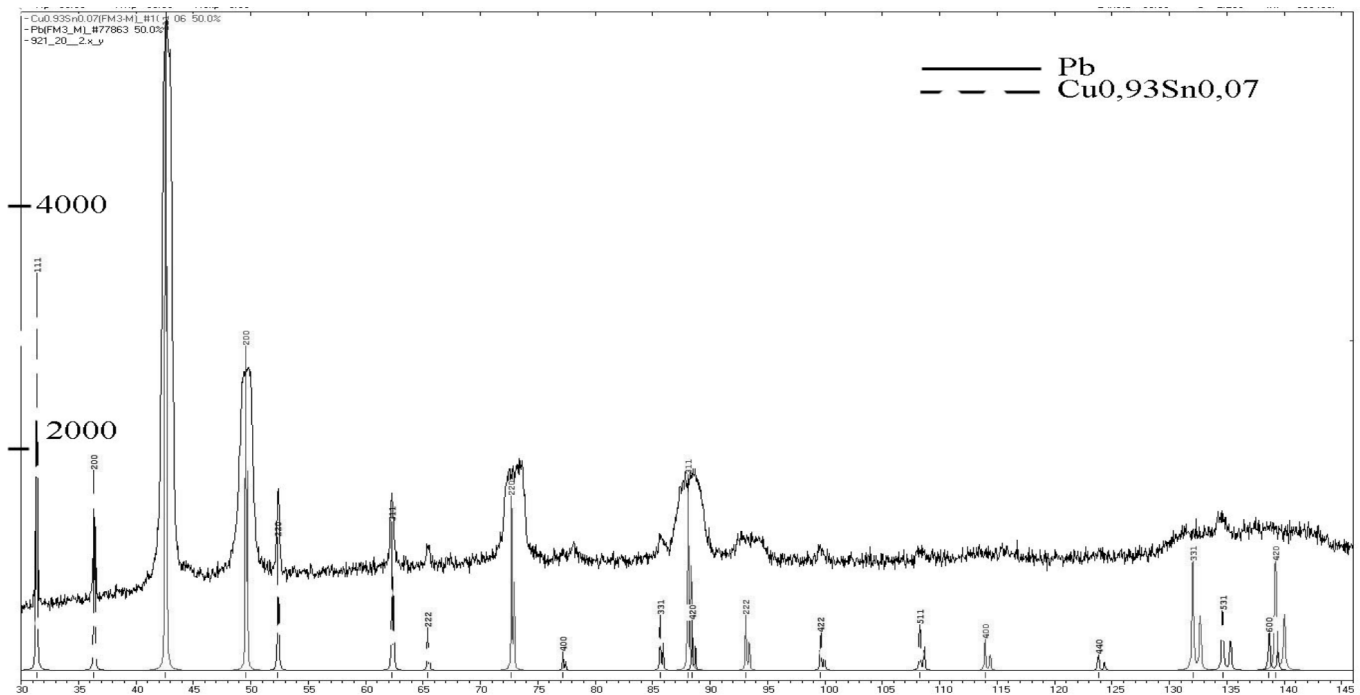


Рис. 3. Данные рентгенофазового анализа образца из БрОС10-10, полученного при скорости охлаждения 158 °С/с

бражается. У образцов же, полученных с высокой скоростью охлаждения, как видно из рис. 3, к матрице твердого раствора добавляется еще одна фаза, которую нельзя однозначно идентифицировать. Пики этой фазы на рентгенограмме очень близки к пикам твердого раствора олова в меди. Но количество этой невыявленной фазы уже весьма значительно. Металлографический анализ показывает, что этой дополнительной фазой является эвтектоид на основе электронного соединения $Cu_{31}Sn_8$ [4]. Количественный анализ микроструктур показывает, что при скорости охлаждения расплава 158 °С/с в структуре содержится ~9 % эвтектоида. Снижение скорости охлаждения до 10 °С/с снижает количество эвтектоида до ~1,5 %. Косвенно рост количества эвтектоида при увеличении скорости охлаждения подтверждается данными химического анализа фаз. Так, при скорости охлаждения 158 °С/с эвтектоид состоит из 24,8 % олова и 75,2 % меди, α -твердый раствор на основе меди содержит 4,6 % олова. При 10 °С/с состав эвтектоида остается тем же – 25,3 % олова и 74,7 % меди, а состав α -твердого раствора изменяется, в нем содержится уже 9,7 % олова.

Исследуемая свинцово-оловянистая бронза марки БрОС10-10 кроме эвтектоида и твердого раствора содержит также значительное количество свинца. Выполненный металлографический анализ образцов из БрОС10-10 показывает, что морфология включений свинца зависит от скорости охлаждения аналогичных бинарным свинцовистым бронзам образцов (рис. 1). Быстро охлаждаемые образцы, микроструктура которых показана на рис. 1, а, имеют разветвленные включения свинца с рваной, неровной меж-

фазной поверхностью. Образцы же, микроструктура которых показана на рис. 1, б, полученные с низкой скоростью охлаждения, имеют более крупные включения свинца с ровной межфазной поверхностью. При этом средний размер включений легкоплавкой фазы образцов, показанных на рис. 1, а, в 2-2,5 раза ниже, чем образцов, изображенных на рис. 1, б.

Такие изменения в фазовом составе и морфологии включений легкоплавкой фазы не могут не сказаться на циклической долговечности отливок. Испытания на циклическую долговечность проводились при частоте нагружения 5 Гц, нагрузка в цикле менялась от 0 до 1000 кг. Испытания проводились по трем образцам на каждую точку. Из представленных на рис. 4 данных видно, что с ростом скорости охлаждения резко растет, затем немного снижается.

Такой сложный характер зависимости можно объяснить значительным количеством факторов, влияющих на циклическую долговечность. Исходя из

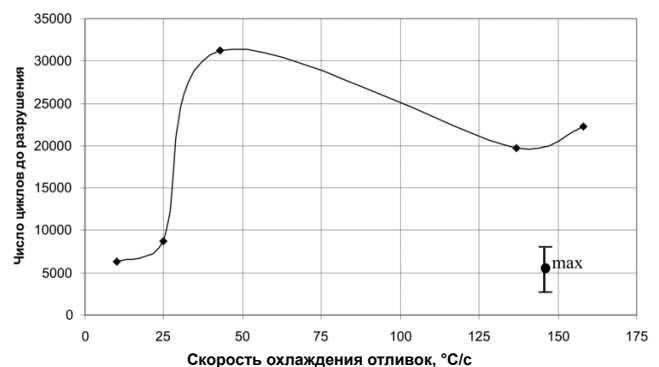


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения отливки из бронзы Бр ОС 10-10 на ее циклическую долговечность

представленных данных рост скорости охлаждения приводит к образованию значительного количества концентраторов напряжения в виде низкопрочных свинцовых включений с неровными рваными границами. Но вместе с тем с ростом скорости охлаждения растет и количество твердого эвтектоида, что закономерно приводит к росту твердости и предела прочности при растяжении [5]. Кроме того, из фотографий микроструктуры (см. рис. 1) видно, что меняется не только форма свинцовых включений, но и форма включений эвтектоида.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сказать, что скорость охлаждения в значительной мере влияет на фазовый состав и свойства бронзы марки БрОС 10-10. Так, рост скорости охлаждения приводит к росту содержания твердого эвтектоида в отливках. При этом форма свинцовых включений будет рваной, с неровной межфазной поверхностью. Снижение же скорости охлаждения до значений 10...20 °C/с приводит к содержанию эвтектоида в структуре в пределах 1...2 %. Форма же свинцовых включений при этом стремится к сферической с ровной межфазной поверхностью. Такие изменения в структуре приводят к тому, что максимальной циклической прочностью будут обладать бронзовые образцы, полученные со скоростями охлаждения 40...60 °C/с. Такая скорость охлаждения соответствует охлаждению расплава в металлической литейной форме, нагретой до 300...400 °C на воздухе.

Представленные в статье исследования были выполнены при поддержке ОАО «НИИПП» в рамках постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства».

Список литературы

1. Мартюшев Н.В. Производство поршневых колец компрессоров высокого давления. // Литейное производство. – 2008. – № 8. – С. 24–25.
2. Корчмит А.В., Егоров Ю.П. Методика определения скорости охлаждения бронзы Бр. ОСЦН 10-13-2-2 в формах с разной теплопроводностью // Обработка металлов. – 2005. – № 1. – с. 23–25.
3. Мартюшев Н.В. Программные средства для автоматического металлографического анализа // Современные проблемы науки и образования. – 2012 – № 5. – С. 1-6. – Режим доступа: <http://www.science-education.ru/105-r6745>
4. Захаров А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.
5. Мартюшев Н.В. Влияние условий кристаллизации на свойства отливок из бронзы БрОС 10-10 // Литейное производство. – 2011. – № 6. – С. 11–13.

Influence of bronze C93700 cooling speed on structure, phase structure and cyclic durability of foundry

N.V. Martuyushev, N.V. Plotnikova, V.Yu. Skeebe, A.I. Popelyuh, I.V. Semenkov

In work was studied influence of lead-tin bronze crystallization conditions on received microstructure parameters. Crystallization conditions change was carried out by change melt cooling speed, through preliminary heating of casting molds. Quantitative regularities of cooling speed influence of studied bronze on its phase structure are presented. As data on fatigue properties of a studied material are published. It is shown that cooling speeds of 40-60 °C/s (in heated up to 300-400 °C with the subsequent cooling on air) lead molding to receiving higher cyclic durability.

Key words: copper, bronze, crystallization, cooling speed, cyclic durability, lead inclusions.



ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА*

ЧАСТЬ 1. ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ

*Е. Б. ФИРХОВА, аспирант,
(ТГУ, г. Томск),
Н.А. ПОПОВА, канд. техн. наук, с.н.с.,
(ТГАСУ, г. Томск),
Г.В. ЛЯМИНА, канд. хим. наук, доцент,
М. ДАУЛЕТ, магистрант,
(ТПУ, г. Томск),
А.И. СМИРНОВ, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск),
И.А. КУРЗИНА, канд. хим. наук, доцент,
(ТГУ, г. Томск)*

Статья поступила 5 сентября 2012 года

Курзина И.А. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

Национальный исследовательский Томский государственный университет, e-mail: kurzina99@mail.ru

Исследовано структурно-фазовое состояние поверхностного слоя титана в ультрамелкозернистом состоянии (средний размер зерна 0,3 мкм), ионно-легированного алюминием на источнике MEVVA V.RU. Установлено, что в результате ионного облучения образуются полифазные имплантированные слои на основе зерен α -титана. Установлены места локализации вторичных фаз β -Ti, $TiAl_3$, Ti_3Al , TiC и TiO_2 , их размеры и форма. Выделения наноразмерных зерен TiO_2 и TiC наблюдаются преимущественно на дислокациях в объеме матричных зерен α -титана. Упорядоченная фаза Ti_3Al формируется на глубине более 200 нм имплантированного слоя по границам зерен α -титана. Рассмотрены особенности дислокационной структуры имплантированных материалов.

Ключевые слова: ионная имплантация, ультрамелкозернистый титан, микроструктура.

Введение

Применение титана как конструкционного материала обусловлено благоприятным сочетанием высокой механической прочности, коррозионной стойкости, жаропрочности и малой плотности. Кроме того, измельчение зерна в титановых сплавах может привести к существенному повышению пределов текучести и прочности [1]. На сегодня разработаны различные подходы к получению нано- и ультрамелкокристаллического титана [2], в частности, многократное одноосное прессование (*abc*-прессование) в сочетании с прокаткой [3,4]. Известно [3,4], что в ультрамелкозернистом состоянии механические характеристики Ti достигают свойств высокопрочных легированных титановых сплавов [5]. Согласно диа-

грамме состояния Ti-Al [6] можно прогнозировать необходимые в сплаве фазы для модификации поверхностных свойств. Ранее было показано, что введение алюминия в титан (BT1-0) в поликристаллическом состоянии (средний размер зерна 38 мкм) позволяет значительно улучшить механические свойства [5]. Однако процессы фазообразования, которые протекают при имплантации алюминием титана, находящегося в ультрамелкозернистом состоянии, мало изучены. Поэтому исследования процессов модификации структурно-фазового состояния поверхностных слоев титана в ультрамелкозернистом состоянии в условиях ионного облучения являются актуальными. Цель данной работы – исследование структурно-фазового состояния титана в ультрамелкозернистом состоянии после воздействия ионами алюминия.

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 10-02-01012_а проекта Минобрнауки РФ 3.2372.2011 и ГК №02.740.11.0823 от 11.06.2010 г.

Материал и методика эксперимента

В качестве исходного материала для имплантации ионами алюминия выбран титан марки ВТ1-0. Для формирования ультрамелкозернистого состояния в заготовках титана (УМЗ-титан) применяли разработанный в ИФПМ СО РАН комбинированный метод многократного одноосного прессования (*abc*-прессование) с последующей многоходовой прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре и дорекристаллизационным отжигом [3, 4]. Формируется зеренная структура сплава, представленная зернами анизотропной формы, средний поперечный размер которых составляет 0,3 мкм.

Ионная имплантация титановых материалов проведена на ионном источнике MEVVA-V.RU при температуре 623 К, ускоряющем напряжении 50 кВ, плотности тока ионного пучка 6,5 мА/см², расстоянии 60 см от ионно-оптической системы, времени имплантации 5,25 ч и дозе облучения 1·10¹⁸ ион/см². Для анализа химического состава имплантированного материала использован оже-электронный спектрометр 09ИОС. Исследования микроструктуры и фазового состава проведены на просвечивающем электронном микроскопе FEI Теспаі 20 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Изучение микроструктуры и фазового состава имплантированных материалов проводили в двух областях модифицированного слоя: I область – на глубине до 200 нм от облученной поверхности; II область – на глубине от 250 до 450 нм от облученной поверхности.

Результаты и их обсуждение

Согласно оже-спектрам в имплантированном слое титана максимальная концентрация внедренной примеси алюминия составляет менее 30 % (рис. 1, а). При этом толщина всего имплантированного слоя не превышает ~600 ± 50 нм. Установлено также, что наряду с алюминием в поверхностном слое присутствуют кислород и углерод, внедренные из остаточной атмосферы имплантера. Причем максимальная концентрация кислорода может достигать 25 %, что возможно вследствие облегченной диффузии кислорода в титане. Поэтому после имплантации справедливо ожидать появление оксидов и карбидов титана.

Проведенные методом ПЭМ исследования имплантированного слоя по глубине показали, что имплантация алюминия в титан привела к образованию целого набора фаз, обладающих различными кристаллическими решетками. Места локализации наблюдаемых фаз и их форма по глубине имплантированного слоя схематически представлены на рис. 1, б-в, а также приведены в таблице. Как видно из рис. 1, б-в и таблицы, по мере удаления от об-

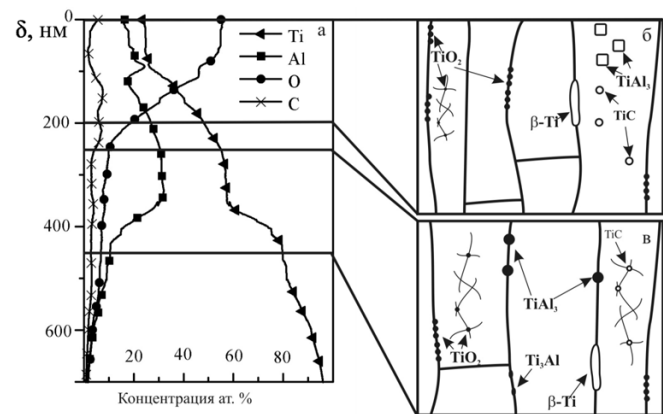


Рис. 1. Концентрационные профили внедренных элементов в поверхностном слое титана (а) и схематическое представление локализации вторичных фаз в имплантированном слое (б – область I; в – область II); δ – расстояние от поверхности

лученной поверхности изменяются фазовый состав сплава, размеры фаз, их объемная доля и места локализации. Тем не менее во всем имплантированном слое основной и преобладающей фазой (до 90–95 % объема материала) всегда остается α -Ti. Зерна α -Ti имеют анизотропную форму, обусловленную способом приготовления образца: многократное одноосное прессование (*abc*-прессование) с последующей многоходовой прокаткой в ручьевых валках.

На расстоянии 0...200 нм от облученной поверхности (область I) наряду с зернами α -Ti в структуре сплава присутствуют вторичные фазы. Во-первых, это зерна β -Ti, имеющие ОЦК кристаллическую решетку (пространственная группа *Im3m*). Располагаются они по границам зерен α -Ti, обладают анизотропной формой и малым размером (см. таблицу). Объемная доля их мала и составляет в объеме материала величину ~1 %. Электронно-микроскопическое изображение зерен β -Ti приведено на рис. 2, а.

Третьей фазой, присутствующей в материале, является фаза $TiAl_3$. Это –упорядоченная фаза со сверхструктурой $D0_{22}$, обладающая ОЦТ кристаллической решеткой с пространственной группой *I4/mmm*. Фаза $TiAl_3$ представляет собой нанозерна округлой формы, расположенные внутри зерен α -Ti (рис. 2, б). Средний размер зерен составляет 50 нм, объемная доля – 2 %. Следующая фаза – включения частиц карбида титана (TiC). Этот карбид имеет ГЦК кристаллическую решетку (пространственная группа *Fm3m*). Частицы TiC располагаются внутри зерен α -Ti (рис. 2, в), их средний размер – 40 нм, объемная доля ~1 %. Еще одна фаза, присутствующая в материале, – это включения оксида титана TiO_2 (иначе – брукит), обладает орторомбической кристаллической решеткой (пространственная группа *Pbca*). Частицы TiO_2 имеют округлую форму и располагаются на границах и внутри зерен α -Ti на дислокациях (рис. 2, в).

Основные характеристики поверхностного слоя титана, имплантированного ионами Al

Область в имплантированном слое	Места локализации наблюдаемых фаз относительно зерен α -Ti, их форма и средний размер				
	β -Ti	TiAl ₃	Ti ₃ Al	TiC	TiO ₂
I	Нанозерна анизотропной формы по границам зерен α -Ti, 70×250 нм	Нанозерна округлой формы внутри зерен α -Ti, 50 нм	Не обнаружены	Частицы округлой формы внутри зерен α -Ti, 40 нм	Частицы округлой формы на дислокациях (15...20 нм) и на границах зерен α -Ti (10 нм)
II	Нанозерна анизотропной формы по границам зерен α -Ti, 60×130 нм	Нанозерна округлой формы по границам зерен α -Ti, 100 нм	Нанозерна анизотропной формы по границам зерен α -Ti, 25×70 нм	Частицы округлой формы на дислокациях в зернах α -Ti, 10 нм	Частицы округлой формы на дислокациях (15...20 нм) и на границах зерен α -Ti (10 нм)

Объемная доля их в материале ~1 %. Схематически места локализации и форма сформированных фаз в области I представлены на рис. 1, б.

В центральной части (область II) ионно-легированного слоя (250...450 нм от облученной поверхности), как и в области I, преобладающей фазой остается α -Ti. Вторичные фазы, обнаруженные в области I (β -Ti, TiAl₃, TiC и TiO₂), также присутствуют и в центральной области. Изменяются лишь их средние размеры, форма и места локализации. Зерна β -Ti также располагаются по границам зерен α -Ti и обладают анизотропной формой, однако их размер становится меньше 100 нм, а объемная доля снижается до 0,5 %. Нанозерна упорядоченной фазы TiAl₃, присутствующие в области II, располагаются уже не внутри, а по границам зерен α -Ti. Их средний размер

становится больше (см. таблицу), объемная доля составляет 1,5 % от общего объема материала. В то же время уменьшается средний размер частиц карбида TiC до 10 нм и их объемная доля (до 0,5 %). Располагаются частицы TiC только на дислокациях внутри зерен α -Ti. Места локализации и средний размер частиц оксида TiO₂ остаются прежними.

Основной отличительной особенностью фазового состава области II имплантированного слоя является наличие фазы Ti₃Al. Это упорядоченная фаза со сверхструктурой D0₁₉, обладающая ГПУ кристаллической решеткой; пространственная группа – R6₃/mmc. Ti₃Al присутствует в материале в виде нанозерен анизотропной формы по границам зерен α -Ti. Размер зерен – 25×70 нм, объемная доля – 2,5 %. Электронно-микроскопическое изображение фазы Ti₃Al представлено на рис. 3.

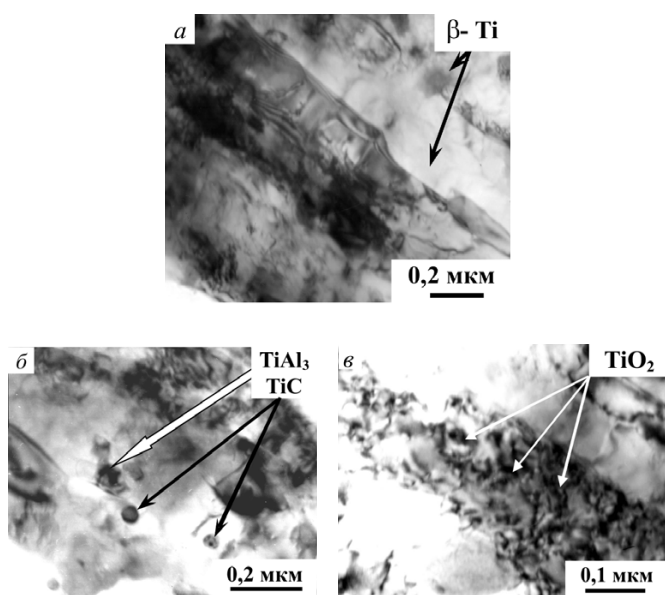


Рис. 2. Изображения модифицированной поверхности титана (область I), полученные методом ПЭМ:

а – изображение зерен β -Ti; б – зерна TiAl₃ (белая стрелка) и частицы TiC (черные стрелки); в – дислокационная структура α -Ti, на дислокациях присутствуют частицы TiO₂

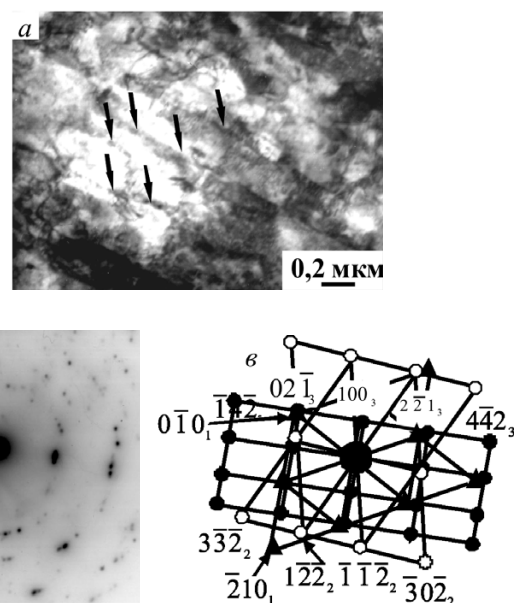


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения имплантированного слоя титана (область II):

а – светлопольное изображение; б – микродифракционная картина; в – расшифровка микродифракционной картины (▲ – α -Ti (001), ○ – Ti₃Al (243), ● – Ti₃Al (012))

Таким образом, имплантация Al в Ti привела к образованию упрочняющих фаз, таких как β -Ti, $TiAl_3$, Ti_3Al , TiC и TiO_2 , суммарное количество которых в области I составило $\sim 5\%$ от объема материала, а в области II – $\sim 10\%$. Это хорошо согласуется с данными элементного анализа, представленными на рис. 1, а.

Исследования дефектной структуры и внутренних напряжений титановых материалов показали, что во всем имплантированном слое в зернах α -Ti присутствуют дислокации. Дислокационная структура – в основном сетчатая (рис. 2, в). Скалярная плотность дислокаций (ρ) – относительно высокая: в области I среднее значение ρ составляет величину $8,5 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, в области II – несколько меньше ($7,0 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Сформированная дислокационная структура создает внутренние напряжения (напряжения сдвига), которые определяются по формуле $\sigma = m\alpha G b \sqrt{\rho}$, где m – фактор Шмида; α – варьирует в пределах $0,05 \dots 1,0$ в зависимости от типа дислокационного ансамбля; $G = 41 \text{ ГПа}$ – модуль сдвига; $b = 3,46 \cdot 10^{-10} \text{ м}$ – вектор Бюргерса; ρ – скалярная плотность дислокаций. Амплитуда внутренних напряжений в области I оказалась равной 410 МПа , в зоне II – 375 МПа , т.е. по мере удаления от облученной поверхности величина скалярной плотности дислокаций и амплитуда внутренних напряжений уменьшаются.

Заключение

Проведены исследования структурно-фазового состояния титана в ультрамелкозернистом состоянии (средний размер зерна $0,3 \text{ мкм}$) до и после имплантации ионами алюминия. Установлено, что в результате облучения титана образуются полифазные имплантированные слои на основе зерен α -титана. Установлено, что фазы $TiAl_3$, β -Ti, TiC и TiO_2 формируются по всей глубине имплантированного слоя.

Их места локализации, форма и размер фаз изменяются по глубине ионно-легированного слоя. Упорядоченная фаза Ti_3Al присутствует только на глубине более 250 нм поверхностного слоя по границам зерен α -титана. Установлено, что ионная имплантация приводит к увеличению дефектности материала, и по мере удаления от облученной поверхности внутренние напряжения в материале уменьшаются.

Авторы выражают благодарность Ерошенко А.Ю., Шаркееву Ю.П., Никоненко Е.Л., Калашиникову М.П., Оксу Е.М., Савкину К.П. и Юшкову Г.К. за помощь в получении титановых образцов, в проведении экспериментов.

Список литературы

1. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня // Физическая мезомеханика. – 2009. – Т. 12. – № 4. – С. 93-106.
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов / О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев. – М.: Наука, 2002. – 438 с.
3. Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д. и др. Структура и механические свойства наноструктурного титана после дорекристаллизационных отжигов // Физическая мезомеханика. – 2005. – № 8 (спец. выпуск). – С. 91-94.
4. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. Структура и свойства объемного ультрамелкозернистого титана, полученного *abc*-прессованием и прокаткой // Перспективные материалы. – 2009. – № 7. – С. 107-112.
5. Курзина И.А. Наноразмерные интерметаллидные фазы, формирующиеся в условиях ионной имплантации // Материаловедение. – 2010. – № 2. – С. 49-64.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1-3.

Influence of the doping of aluminium atoms on the structural state, phase composition and corrosion properties of the titanium in ultrafine state.

Part 1. Elemental composition and a structural-phase state

E.B. Firhova, N.A. Popova, G.V. Lyamina,
M. Daulet, A.I. Smirnov, I.A. Kurzina

The results of the microstructure and phase composition investigations of titanium after the Al ions implantation using Mevva – V.RU source are presented. It was established the formation of the implanted layers with multiphase composition on base of the α -Ti grains. The size and place of localization of the formed secondary phases (β -Ti, Ti_3Al , Al_3Ti , TiO_2 and TiC) were established. It was observed, that the nanostructural particles of TiO_2 and TiC phases mainly located on the dislocation in the body of target grains of α -titanium. It was established that the ordered phase Ti_3Al located near the depth more than 200 nm of implanted layer on the borders of the titanium target grains. Dislocation structures of implanted materials were investigated. Ion implantation led to improved mechanical and corrosion properties.

Key words: ion implantation, titanium in ultrafine state, microstructure, corrosion.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ И КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИХ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ В АГРЕССИВНОЙ СРЕДЕ*

Е.В. ЛЕГОСТАЕВА, канд. физ.-мат. наук, с.н.с.

А.Ю. ЕРОШЕНКО, канд. тех. наук, м.н.с.

*Ю.П. ШАРКЕЕВ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(ИФПМ СО РАН, г. Томск)*

Г.В. ЛЯМИНА, канд. хим. наук, доцент

*В.С. КОЗЫРЕВА, магистрант
(ТПУ, г. Томск)*

А.И. СМИРНОВ, канд. тех. наук, доцент

*В.А. БАТАЕВ, доктор тех. наук, профессор
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 5 сентября 2012 года

Легостаева Е.В. – 634021, г. Томск, пр. Академический 2/4, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail: lego@ispms.tsc.ru

Изучены микроструктура титана циркония в исходном и наноструктурированном состояниях, а также кальций-фосфатных покрытий на их поверхности. Получены кинетические закономерности коррозионного процесса в агрессивной среде, определена энергия активации и изучен коррозионный рельеф. Показано, что кальций-фосфатные покрытия на поверхности наноструктурированного титана и циркония защищают металлы от коррозии в агрессивной среде.

Ключевые слова: наноструктурированный титан и цирконий, кальций-фосфатные покрытия, микродуговое окисление, коррозия.

Введение

В последние годы активно разрабатываются методы интенсивной пластической деформации, позволяющие получать объемные наноструктурированные металлические материалы с уникальными физико-механическими свойствами, которые находят широкое применение в медицине в качестве имплантатов [1]. В то же время исследования показывают, что переход из крупнокристаллического в наноструктурное состояние может сопровождаться снижением коррозионной стойкости за счет формирования высокодефектной микроструктуры [2].

Наибольшее применение в качестве материала-основы для формирования биопокровов нашел титан, в том числе наноструктурированный [1], не уступающий по механическим свойствам среднелегированным титановым сплавам (ВТ6, ВТ16 и др.). В настоящее время для медицины начинают использовать циркониевые сплавы, содержащие ниобий, которые облада-

ют высокой коррозионной стойкостью, прочностью и значительно большей биоинертностью.

При использовании материалов в качестве дентальных имплантатов коррозионные процессы являются одной из важнейших проблем, поскольку среда организма проявляет высокую коррозионную активность. Активный метаболизм бактерий в ротовой полости приводит к локальному уменьшению значения pH вплоть до кислой среды, а использование зубных паст и ополаскивателей, в состав которых входят фториды, приводит к их повышенной концентрации. Наличие фтористоводородной кислоты может быть причиной разрушения защитного оксидного слоя на поверхности титана и циркония. Для предотвращения таких нежелательных действий на поверхность имплантатов, изготовленных из наноструктурированного титана и циркония, целесообразно наносить покрытия, обладающие антикоррозионными защитными свойствами, с одной стороны, и биологически активными и биосовместимыми свойствами – с другой.

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» по теме «Разработка научно-методических основ создания биоконструктивов «наноструктурный металл – наноструктурное покрытие» на основе титана, циркония, ниобия и их сплавов, фосфатов кальция или оксинитридов титана для медицинских имплантатов нового поколения в приложении к регенеративной и сердечно-сосудистой хирургии», соглашение № 8036.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния структурного состояния титана и циркония и кальций-фосфатных покрытий на их поверхности на коррозионное поведение в агрессивной среде.

Методика эксперимента

В работе исследованы образцы технически чистого титана ВТ1-0 и циркония, легированного ниобием, (Zr-1 мас. %Nb) в исходном и наноструктурированном состояниях. В исходном состоянии титан имел крупнокристаллическую структуру, а цирконий – мелкозернистую. Наноструктурированное состояние было сформировано методом *abc*-прессования с последующей прокаткой по схеме, предложенной в [3].

Микродуговое окислирование образцов титана и циркония проводили на установке MicroArc-3.0 в электролите на основе водного раствора ортофосфорной кислоты, биологического гидроксиапатита (ООО «Биотехника») и карбоната кальция (ч.д.а) в анодном потенциостатическом режиме при напряжениях 200 В, длительности импульсов – 100 мкс, частоте – 50 Гц, времени нанесения – 10 мин для титана, 5 мин для циркония [4, 5]. Размер образцов – $10 \times 10 \times 1$ мм³.

Электронно-микроскопические исследования титана и циркония проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН), а кальций-фосфатных покрытий – на просвечивающем электронном микроскопе FEI Tecnai 20 (ЦКП «Лаборатория электронной микроскопии» НГТУ, г. Новосибирск). Рентгенофазовый анализ кальций-фосфатных покрытий был выполнен на дифрактометре BRUKER D8 Advance (Институт химии университета Дуйсбург-Эссена, г. Эссен, Германия).

Для оценки коррозионной устойчивости были получены кривые травления образцов в водном растворе плавиковой (10 %) и серной (10 %) кислот при температурах 20, 30, 40, 50, 60 и 75 °С. Оценку энергии активации процессов растворения проводили по уравнению Аррениуса, в координатах зависимости логарифма изменения скорости коррозии от обратной температуры. Морфологию поверхности после коррозии исследовали на растровом электронном микроскопе Philips SEM 515 (ТМЦКП ТГУ, г. Томск).

Результаты и обсуждение

В исходном состоянии титан ВТ1-0 имеет крупнозернистую структуру, размер зерна которой варьируется от 10 до 35 мкм, а средний размер составляет 15 мкм (рис. 1, а, б). Электронно-

микроскопические исследования показали, что в теле зерен наблюдаются хаотически расположенные дислокации, а микродифракционный анализ подтвердил наличие ГПУ-решетки, соответствующей α -Ti (рис. 1, б). Цирконий в исходном состоянии (отжиг при 580 °С, 3 ч) имеет мелкозернистую структуру (рис. 1, в, з). Основная доля зерен имеет размеры в интервале от 1 до 3 мкм, а небольшая часть – от 5 до 10 мкм. По результатам электронно-микроскопических исследований установлено, что в исходном состоянии микроструктура циркония, легированного ниобием, представлена равноосными зернами α -Zr и β -Zr, а также выделениями Nb, расположенными по границам и в теле зерен (рис. 1, з). Средний размер зерен циркония равен 2,8 мкм, а выделений ниобия – 0,4 мкм.

После *abc*-прессования и прокатки как в титане, так и в цирконии формируется наноструктурированное состояние (рис. 1, д-з). На светлопольных изображениях явно видимые границы зерен часто отсутствуют, но хорошо просматриваются контуры экстинкции, высокая плотность которых свидетельствует о достаточно больших внутренних механических напряжениях и о значительном искажении кристаллической решетки. Следует отметить наличие некоторой неравноосности элементов зеренно-субзеренной структуры, что обусловлено прокаткой образцов титана после прессования. Микродифракционная картина представляет собой совокупность колец, состоящих из отдельных точечных рефлексов различной интенсивности, равномерно расположенных по окружностям, что указывает на формирование зерен с высокоугловыми границами. Размер элементов структуры (зерен, субзерен, фрагментов) титана после *abc*-прессования варьируется от 100 до 600 нм. При этом наибольшее количество элементов структуры (до 50 %) имеет размер 50...100 нм, а средний размер элементов структуры составляет 180 нм.

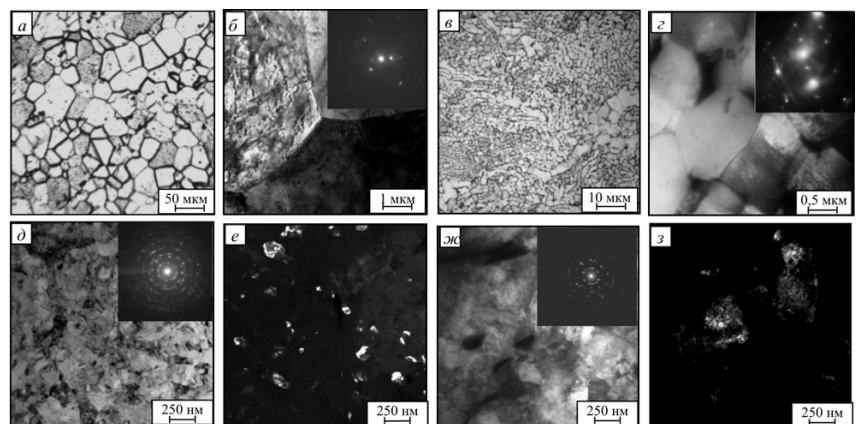


Рис. 1. Микроструктура титана и циркония в исходном (а–с) и наноструктурированном состоянии (д–з): оптические изображения титана (а) и циркония (в); светлопольные изображения с микродифракционными картинами титана (б, д) и циркония (з, ж); темнопольные изображения титана (е) и циркония (з)

Средний размер структурных элементов циркония составил 280 нм, а частиц ниобия – 200 нм. Микродифракционный анализ выявил после *abc*-прессования фазу ZrO_2 , которая, очевидно, образуется в результате термомеханической обработки сплава.

Анализ результатов просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактографии показал, что микродуговые кальций-фосфатные покрытия на титане непосредственно после нанесения находятся в рентгеноаморфном состоянии, на что указывает размытое гало (рис. 2, *a-в*), в то время как покрытия на цирконии имеют кристаллическую структуру и состоят из $CaZr_4(PO_4)_6$, ZrP_2O_7 , ZrO_2 (рис. 2, *з-е*).

Кальций-фосфатные покрытия на титане обладают более высокой пористостью (20–25 %) и размером пор (1,5...13 мкм), большей однородностью ($Ra = 1,9...6$ мкм) в сравнении с покрытиями на цирконии. Покрытия на цирконии имеют более развитый рельеф поверхности ($Ra = 0,6...11$ мкм), они более плотные и имеют низкую пористость (10–15 %) и размер пор (0,5...1,8 мкм) [4].

Различие свойств микродуговых покрытий на титане и цирконии, легированном ниобием, обусловлены разными физико-химическими характеристиками металлов, а также оксидных пленок на их основе. По-видимому, процесс оксидирования циркония начинается в микрообластях, содержащих дисперсные частицы β -Nb, несмотря на их малое количество в сплаве Zr–1 % Nb, поскольку его теплопроводность ($\lambda = 54,5$ Вт/м К) выше, чем основной компонент сплава циркония ($\lambda = 16,8$ Вт/м К). Ниобий также имеет малое удельное электрическое сопротивление

($\rho = 0,152$ мкОм · м) по сравнению с цирконием ($\rho = 0,41$ мкОм · м) и титаном ($\rho = 0,55$ мкОм · м). Кроме того, оксидная пленка Nb_2O_5 имеет достаточно узкую ширину запрещенной зоны, и для перехода электрона из валентной зоны в зону проводимости необходима энергия 1,6 эВ, а ширина запрещенной зоны ZrO_2 составляет 6 эВ и приближается к значениям таковой для диэлектриков, что также указывает на более высокую вероятность микродуговых процессов на частицах β -Nb. Оксидная пленка титана TiO_2 имеет промежуточное положение по полупроводниковым свойствам между ZrO_2 и Nb_2O_5 , и для нее ширина запрещенной зоны составляет 3 эВ, что также влияет на однородность и фазовый состав кальций-фосфатных покрытий.

Коррозионные испытания показали, что кальций-фосфатные покрытия на поверхности наноструктурированного титана и циркония защищают от коррозионных процессов в агрессивной среде. При травлении титана без покрытия происходит его постепенное растворение с потерей массы на 12-й минуте травления до 15 ± 3 % для крупнокристаллического титана и до 17 ± 3 % для наноструктурированного титана. Изменение массы образцов титана с покрытием не происходит до 6 минут травления, растворение покрытия начинается на 9-й минуте травления, при этом наблюдается потеря массы до 5 ± 1 %.

Травление циркония протекает практически на порядок быстрее, поскольку цирконий, легированный ниобием, представляет собой гальваническую пару, и при его травлении имеет место электрохимическая коррозия. Так, уже на 5-й минуте убыль массы образца мелкокристаллического циркония достигает более 80 %, в то время как для наноструктурированного циркония скорость травления снижается, и потеря массы составляет 63 ± 9 %. По-видимому, это обусловлено формированием диоксида циркония при интенсивной пластической деформации, который в некоторой степени защищает материал от травления. Для покрытий на цирконии в первые две минуты потеря массы образцов составила 8 ± 4 %, после чего происходит его постепенная деградация и полное растворение, а через 3,5 минуты покрытие полностью отслаивается, и потеря массы составила 19 ± 4 %.

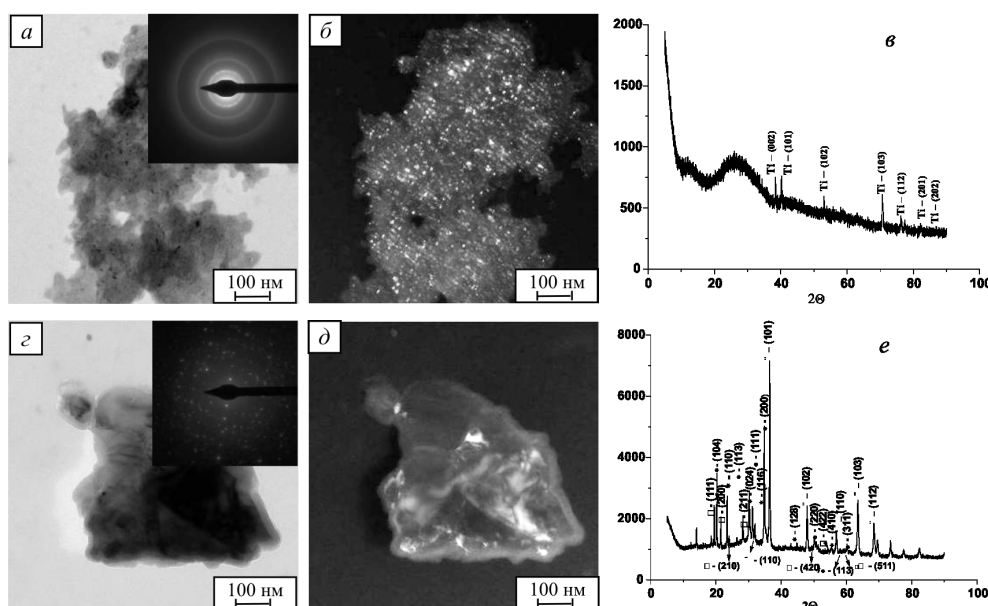


Рис. 2. Микроструктура и фазовый состав микродуговых кальций-фосфатных покрытий на наноструктурированном титане (*a-в*) и цирконии (*з-е*): *a, з* – светлопольные электронно-микроскопические изображения с микродифракционными картинками; *б, д* – темнопольные изображения, *в, е* – рентгенограммы: * – $CaZr_4(PO_4)_6$; □ – ZrP_2O_7 ; ◆ – Zr; ● – ZrO_2

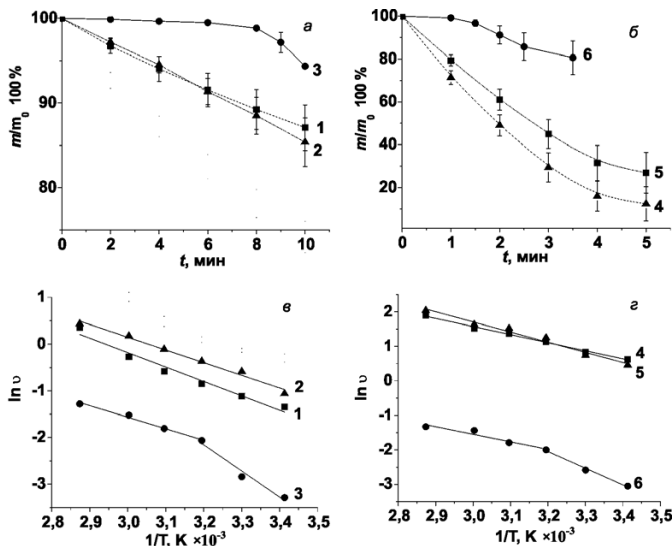


Рис. 3. Зависимости изменения массы от времени травления (а, б) и логарифма скорости коррозии от обратной температуры (в, г):

1 – крупнокристаллический титан; 2 – наноструктурированный титан; 3 – наноструктурированный титан с кальций-фосфатным покрытием; 4 – мелкокристаллический цирконий; 5 – наноструктурированный цирконий; 6 – наноструктурированный цирконий с кальций-фосфатным покрытием

Исследование влияния температуры в интервале 20...75 °С на процесс растворения в смеси плавиковой и серной кислот с использованием уравнения Аррениуса позволило определить энергию активации. Энергия активации составляет соответственно 26±3 и 23±3 кДж/моль для крупнокристаллического и наноструктурированного титана (рис. 3, в). Однако согласно существующей классификации по типу коррозии для наноструктурированного титана преимущественно наблюдается локальный тип разрушения, в то время как для крупнокристаллического титана происходит общее равномерное стравливание поверхности (рис. 4).

Травление крупнокристаллического титана при температуре ниже 40 °С происходит в основном по границам зерен (рис. 4, а), а при более высоких температурах и по дефектам внутреннего кристаллического строения (местам локализации дислокаций, двойников и т.д. рис. 4, б, в). С повышением температуры выше 40 °С идет более интенсивное травление наноструктурированного титана на локальных участках (рис. 4, г, д), что связано с концентрационной неоднородностью поверхности наноструктурированного титана в результате интенсивной пластической деформации.

Энергетический барьер коррозионного процесса в смеси плавиковой и серной кислот для мелкокристаллического циркония меньше по сравнению с титаном и составляет 19±1 кДж/моль. Формирование наноструктурированного состояния в цирконии в отличие от титана приводит к повышению энергии активации до 24±2 кДж/моль, что связано с формированием диоксида циркония при интенсивной пластической деформации. При травлении циркония при температурах до 40 °С конкурируют процессы образования и растворения оксида циркония на его поверхности. На РЭМ-изображениях хорошо видны осажденные нерастворимые продукты коррозии (рис. 5, а, б, г, д).

При более высоких температурах коррозионный рельеф усиливается, при этом увеличиваются количество темного цвета областей, что указывает на более активные процессы формирования и растворения оксидной пленки на поверхности циркония (рис. 5, в, е).

Коррозионное поведение наноструктурированного титана и циркония с кальций-фосфатными покрытиями протекает в два этапа. На первом этапе (20...40 °С) энергия активации коррозии титана и циркония с покрытием возрастает в 2 раза по сравнению с металлами без покрытия и составляет 47±8 кДж/моль, 40±4 кДж/моль и 40±4 кДж/моль соответственно. Изменения морфологии поверхности кальций-фосфатных покрытий практически не наблюдается, что также указывает на его хорошие защитные свойства в агрессивной среде (рис. 4 и

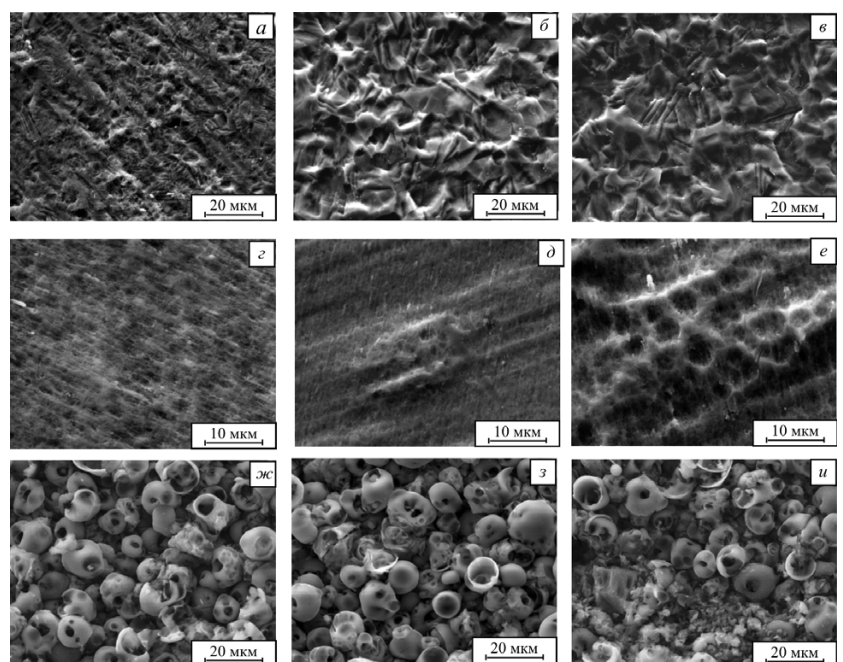


Рис. 4. РЭМ-изображения крупнокристаллического и наноструктурированного титана без покрытия (а–и) и с кальций-фосфатным покрытием (ж–з) после травления при температурах: а, г, ж – 20 °С; б, д, з – 40 °С; в, е, и – 75 °С

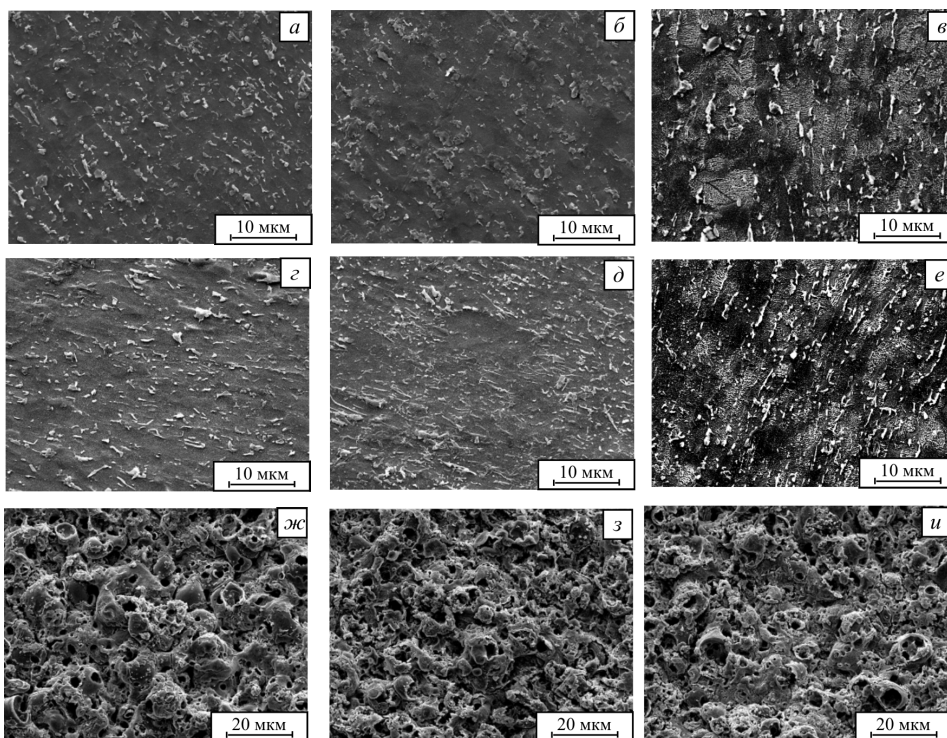


Рис. 5. РЭМ-изображения мелкокристаллического и наноструктурированного циркония без покрытия (а–и) и с кальций-фосфатным покрытием (ж–з) после травления при температурах: а, з, ж – 20 °С; б, д, з – 40 °С; в, е, и – 75 °С

5, ж, з). На втором этапе при повышении температуры до 75 °С начинается разрушение покрытия (рис. 4 и 5, и), что приводит к снижению энергии активации до значения 21 ± 2 кДж/моль и 18 ± 4 кДж/моль, соответствующего необработанным титановым и циркониевым основам.

Заключение

Сравнительное исследование кинетических закономерностей коррозионного процесса и энергии активации в смеси плавиковой и серной кислот показало, что коррозионные процессы в цирконии в исходном состоянии протекают более интенсивно по сравнению с титаном. Формирование наноструктурированного состояния в титане приводит к снижению коррозионной устойчивости в титане за счет вы-

соконапряженного состояния и повышению – в цирконии благодаря образованию диоксида циркония. Кальций-фосфатные покрытия на поверхности наноструктурированного титана и циркония защищают металлы от коррозии в агрессивной среде. Кристаллические кальций-фосфатные покрытия на цирконии обладают меньшими защитными свойствами по сравнению с рентгеноаморфными покрытиями на титане.

Авторы признательны сотруднику лаб. ФНБ ИФПМ СО РАН Куляшовой К.С. за участие в выполнении части эксперимента.

Список литературы

1. Шаркеев Ю.П., Братчиков А.Д., Колобов Ю.Р. и др. Наноструктурный титан биомедицинского назначения // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7. Спец. вып. – Ч. 2. – С. 107–110.
2. Garbacz H., Pisarek M., Kurzydowski K. J. Corrosion resistance of nanostructured titanium // Biomolecular Engineering. – 2007. – № 24. – Р. 599–563.
3. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. Структура и свойства объемного ультрамелкозернистого титана, полученного *abc*-прессованием и прокаткой // Перспективные материалы. – 2009. – Спец. вып. № 7. – С. 107–112.
4. Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Хлусов И.А. и др. Физико-химические и биологические свойства микродуговых кальций-фосфатных биопокровтий на титане и цирконии // ФизХОМ. – 2012. – № 2. – С. 18–25.
5. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П., Толкачева Т.В. и др. Биоактивное покрытие на имплантате из титана и способ его получения. Патент РФ на изобретение № 2385740. Оpubл. 10.04.2010. Бюл. № 10.

Influence of structural state of titanium and zirconium and calcium-phosphate coating on their surface on behavior in corrosive medium

E.V. Legostaeva, A.Yu. Eroshenko, Yu.P. Sharkeev, G.V. Lyamina, V.S. Kozyreva, A.I. Smirnov, V.A. Bataev

The microstructure of titanium and zirconium in coarse-grain and nanostructured states and calcium-phosphate coatings on their surface were studied. The kinetic regularities of the processes in corrosive medium was obtained, activation energy was determined and the corrosive relief on was investigated. It was shown that calcium-phosphate coating protects of metals from attack of corrosion medium.

Key words: nanostructured titanium and zirconium, calcium-phosphate coating, micro-arc oxidation, corrosion.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ФЦП

Результаты научно-исследовательских работ приглашенных исследователей, выполненных в рамках мероприятия 1.4 «Развитие внутрироссийской мобильности научных и научно-педагогических кадров путем выполнения краткосрочных научных исследований молодыми учеными и преподавателями в научно-образовательных центрах» федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы.

УДК 620.1

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ КУМУЛЯТИВНОМ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ, СОДЕРЖАЩИХ МНОГОСЛОЙНЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ, НА ТИТАНОВЫЕ ПОДЛОЖКИ*

А.А. КОЗУЛИН, канд. физ.-мат. наук

*С.С. КУЛЬКОВ, канд. физ.-мат. наук
(ТГУ, г. Томск)*

*С.А. КИНЕЛОВСКИЙ, доктор физ.-мат. наук,
профессор (ИГиЛ СО РАН, НГУ, г. Новосибирск)*

*В.К. КЕДРИНСКИЙ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(ИГиЛ СО РАН, г. Новосибирск)*

С.В. ВЕСЕЛОВ, канд. техн. наук, доцент,

*А.А. РУКТУЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

*С.Н. КУЛЬКОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(ИФПМ СО РАН, г. Томск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Козулин А.А. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36, Национальный исследовательский
Томский государственный университет, e-mail: kozulyn@ftf.tsu.ru

Исследованы покрытия на основе смесей наноструктурного керамического порошка диоксида циркония, многослойных углеродных нанотрубок и нанокристаллического бора, полученные методом кумулятивного синтеза на поверхностях титановых подложек.

Ключевые слова: кумулятивный синтез, наноструктурные покрытия, фазовый анализ, микротвердость.

Введение

Получение покрытий на поверхности деталей инструментального и функционального назначения является одной из фундаментальных задач физического материаловедения, при этом материалы с высокодисперсной структурой вызывают повышенный интерес как с научной, так и с практической точки зрения благодаря ряду своих уникальных физико-механических свойств [1].

Присутствие в поверхностных слоях оксидов и карбидов микронных размеров сопровождается заметным повышением износостойкости, твердости, а также ростом прочности. Переход к субмикро- или нанокристаллическому состоянию сопровождается

еще большим повышением этих характеристик (в 2–3 раза) [2]. Особый интерес вызывает метод кумулятивного напыления [3], при котором быстрый сброс температуры за счет теплопроводности в подложку приводит к сохранению наноразмерности структурных элементов покрытия. В этом случае воздействие на порошковую среду выражается в резком повышении давления и температуры материала облицовки при ее обжати взрывом [3–5]. Реализуемые при таком обжати пористых облицовок высокие уровни давлений и температуры открывают перспективы осуществления фазовых переходов в материале и синтеза новых неравновесных структур, отличных от исходного материала [6]. В [5, 6] проведены исследования карбида вольфрама и диоксида циркония,

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

подвергнутых кумулятивной обработке при нанесении покрытий на титан. В то же время известно положительное влияние многослойных углеродных нанотрубок на прочностные свойства композиционных материалов. Поэтому представляет интерес исследование влияния таких нанотрубок на формирование структуры покрытия при кумулятивном нанесении покрытий.

Цель настоящей работы – исследование особенностей формирования структуры покрытий, полученных методом кумулятивного синтеза наноструктурных смесей, содержащих порошок диоксида циркония, и многослойных углеродных нанотрубок на поверхностях титановых подложек.

Методика проведения исследований

Для получения наноструктурного покрытия на титановых подложках был использован метод кумулятивного синтеза облицовок, разработанный в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. В проведенных опытах были использованы конические кумулятивные облицовки, изготовленные из механических смесей порошков нанокристаллического диоксида циркония, многослойных углеродных нанотрубок, взятых в одинаковых пропорциях. В смесь также добавлялся и нанокристаллический бор. После тщательного перемешивания смесь засыпали в зазор между двумя соосными конусами, изготовленными из тонкой фильтровальной бумаги. Угол раствора конуса облицовки α составлял 30° , фокус 300 мм. Для увеличения толщины покрытия таблетки-подложки (диаметр 20, толщина 10 мм) подвергались воздействию кумулятивного потока дважды.

Для микроструктурного исследования покрытий использовали растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50 с приставкой EDS X-Act (Oxford Instruments). Для исключения влияния на результаты исследования возможных загрязнений образцы подверглись очистке в ультразвуковой ванне в течение 30 минут. Кроме изучения участков покрытия с характерным рельефом, параллельно проводилось исследование элементного состава интересующих областей и включений.

Рентгеноструктурное исследование покрытий, полученных методом кумулятивного синтеза, осуществлялось с помощью дифрактометра ARL X'TRA с фильтрованным CuK_α или CoK_α излучениями. Съемка велась по точкам с шагом $0,05^\circ$. Определение параметров решетки проводилось по отражениям в интервале углов $20^\circ < 2\theta < 85^\circ$. Разделение перекрывающихся рентгеновских максимумов выполнялось с помощью компьютерной программы

на основе минимизации отклонения суммарного аппроксимирующего профиля от экспериментального. Параметры тонкой кристаллической структуры определялись по уширению рентгеновских линий. Для расшифровки рентгенограмм и более подробного фазового анализа покрытий рентгеноструктурному анализу предшествовал элементный анализ покрытий на оптическом эмиссионном спектрометре «ARL 3460 Quantis».

Измерение микротвердости проводилось на полированной поперечной поверхности образцов на автоматическом микротвердомере Wolpert Wilson Instruments 402 MVD с нагрузкой 50...100 г, выдержка при индентировании составляла 5 с. Для всех образцов сделано более 140 отпечатков, диагонали каждого из них измерялись в автоматическом режиме.

Результаты исследований и их обсуждение

Характерная структура покрытия показана на рис. 1. В результате исследований поверхностей покрытий на растровом электронном микроскопе было установлено, что на поверхности покрытия наблюдаются большие участки с практически полным проплавлением материала матрицы. Но одновременно с этим на значительной доле поверхности присутствуют частично расплавленные участки. Это свидетельствует о неоднородности распределения температуры по потоку напыляемых частиц.

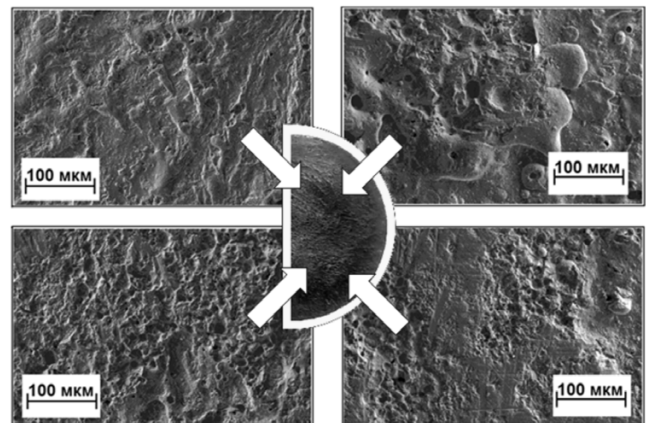


Рис. 1. Структура покрытия в разных участках образца № 1

На некоторых участках поверхности наблюдаются следы растекания жидкой расплавленной фазы в виде «щупальцев» и застывший расплав подложки в виде сферических капель. Центральная часть полученного покрытия имеет вид гладкой, хорошо проплавленной поверхности, рис. 2, в.

Во всех случаях на поверхностях образца наряду с подобными относительно ровными участками

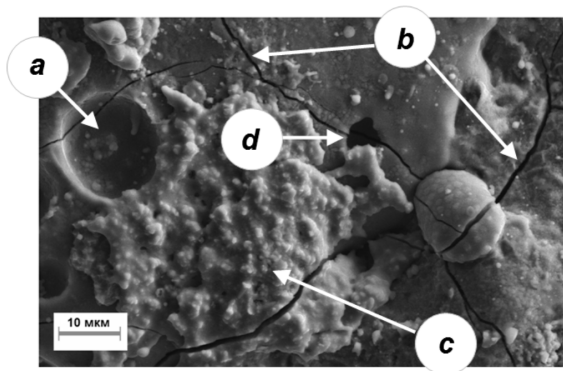


Рис. 2. Микрофотография участка покрытия:
 а – кратер; б – микротрещины;
 в – расплавленный механокомпозит; г – пора

наблюдаются множественные кратеры (рис. 2, а). Образование таких кратеров обусловлено ударом по поверхности больших по размерам агломератов напыляемого материала. О том, что они образованы ударом крупных частиц, свидетельствует наличие большого количества кратеров, заполненных частицами смеси. При более высоких увеличениях на поверхности покрытий и внутри кратеров видны частицы как сферической формы, так и бесформенные в виде чешуек.

На поверхности образцов присутствует довольно большое число микроскопических трещин (рис. 2, б). На периферийных участках покрытия наблюдаются следы растекания расплавленного материала, сформированные газовыми струями в кумулятивном потоке, они имеют вид объемных жгутов сложного строения. Следы растрескивания и наличие микротрещин свидетельствуют о процессах быстрой кристаллизации расплава на поверхности и возникновении больших внутренних напряжений.

Четкая граница между покрытием и подложкой на поверхности шлифа отсутствует. Здесь можно говорить только о переходной зоне, где зерна титановой подложки перемешаны с материалом покрытия. Подобные участки встречаются на значительном протяжении границы. Смешение материалов подложки и покрытия дает право предполагать о высоких адгезионных свойствах покрытия.

Рентгенограммы исследуемых покрытий показаны на рис. 3.

Рентгенограммы всех трех образцов идентичны. Их расшифровка (см. рис. 3.) показала, что в процессе кумулятивного синтеза образуется карбидная фаза TiC_x нестехиометрического состава, $x = 0.35...0.4$, а сам титан представлен двумя модификациями – исходным ГПУ-титаном и высокотемпературным ОЦК-титаном, который образовался вследствие быстрой закалки от высокой

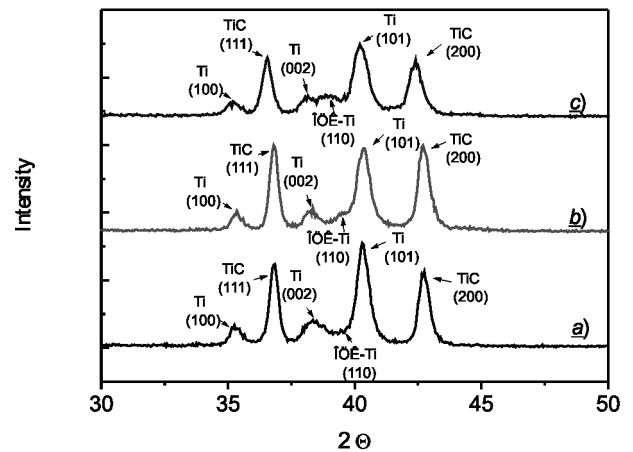


Рис. 3. Участки дифрактограмм покрытий на титановых подложках:

а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3

температуры в кумулятивной струе. Средний размер кристаллитов, оцененный по формуле Шерера, составил для TiC – 30 нм, для ГПУ-титана – 22 нм и ОЦК-титана – 11 нм.

Измерение микротвердости проводили по разным направлениям: от поверхности с покрытием в глубь образца; вдоль поверхности покрытия в непосредственной близости от края. Все измерения проводились в виде дорожек с шагом уколов не больше двух длин диагоналей.

На рис. 4 показан результат изменения микротвердости вдоль оси шлифа от края поверхности

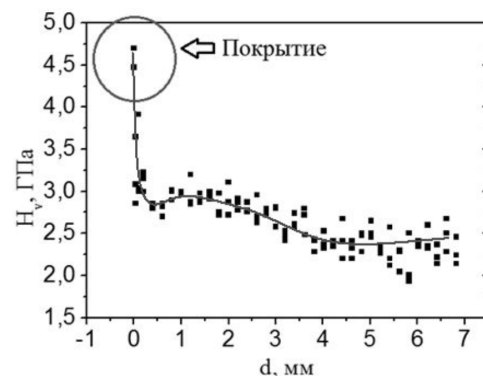


Рис. 4. Изменение величины микротвердости вдоль оси шлифа образца

образца с покрытием в сторону поверхности без покрытия. Исходная микротвердость материала подложки (титановый сплав ВТ1-0) составляет 1,84 ГПа. Величина микротвердости покрытия, измеренная на шлифе при максимальном приближении к краю, равна 4,4...4,7 ГПа. При удалении от поверхности твердость сначала резко падает до 2,5 ГПа, а затем на глубине 1,5 мм наблюдается небольшой максимум до 3,0 ГПа, после чего твердость уменьшается практически до исходного состояния.

Выводы

1. При кумулятивном нанесении покрытий формируется неоднородный рельеф поверхности – наряду с гладкими проплавленными участками присутствует большое количество кратеров, образованных при соударении агломератов смеси с расплавленной поверхностью. Через всю поверхность покрытия проходит сеть трещин и микропор.

2. В процессе кумулятивного синтеза покрытия из смеси «диоксид циркония–МУНТ» формируется большое количество карбида титана нестехиометрического состава, а сам титан представлен двумя фазами: исходным ГПУ-титаном и высокотемпературной ОЦК-фазой, которая образовалась вследствие быстрой закалки от высокой температуры в кумулятивной струе. Все фазы имеют малый размер структурных составляющих – не более 50 нм.

3. Образцы титановых подложек с покрытием показали высокую микротвердость в приповерхностных слоях, что связано с присутствием большого количества карбидной фазы и закалкой приповерхностных слоев, о чем свидетельствует присутствие метастабильной ОЦК-фазы титана.

Работа выполнена с использованием материально-технической базы научно-образовательного центра «Нанотехнологии» Новосибирского государ-

ственного технического университета по ФЦП ... и при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 12-08-90702-моб_ст).

Список литературы

1. Панин В.Е., Корчагин М.А., Ляхов Н.З. и др. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – 520 с.
2. Курлов А.С., Гусев А.И. Фазовые равновесия в системе W – С и карбиды вольфрама // Успехи химии. – 2006. – Т. 75/ 7. – С. 687–708.
3. Громилов С.А., Кинеловский С.А., Попов Ю.Н., Тришин Ю.А. О возможности физико-химических превращений при кумулятивном нанесении покрытий // Физика горения и взрыва. – 1997. – Т.33/6. – С. 127–130.
4. Кинеловский С.А., Громилов С.А. Особенности образования кристаллических фаз системы W-C-N в кумулятивном процессе // Физика горения и взрыва. – 2001. – Т.37/2. – С. 135–139.
5. Кинеловский С.А., Громилов С.А. Рентгенографическое исследование карбидов вольфрама, полученных в условиях кумулятивного взрыва // Журнал структурной химии. – 2003. – Т. 44/3. – С. 486–493.
6. Кульков С.Н., Кинеловский С.А. Превращения в диоксиде циркония в условиях кумулятивного взрыва // Письма в ЖТФ. – 2008 – Т. 34/7. – С. 7–13.

Features of structure formation in the cumulative coatings on titanium substrates containing multilayer carbon nanotubes

A.A. Kozulin, S.S. Kulkov, S.A. Kinelovsky, V.K. Kedrinsky, S.V. Veselov, A.A. Ruktuev, S.N. Kulkov

The coatings obtained by the cumulative synthesis on the surface of titanium substrates were investigated in the work. The cumulative synthesis was based on a mixture of nanostructured ceramic powders of zirconia, multi-walled carbon nanotubes and nano-crystalline boron.

Key words: Cumulative synthesis, nanostructured coatings, phase analysis, microhardness.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА РАЗРУШЕННОГО РОТОРА ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ*

*А.Н. СМИРНОВ, доктор техн. наук, профессор,
 Н.В. АБАБКОВ, канд. техн. наук
 (КузГТУ, г. Кемерово),
 Э.В. КОЗЛОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор
 Н.А. КОНЕВА, доктор физ.-мат. наук, профессор
 Н.А. ПОПОВА, канд. техн. наук, доцент
 (ТГАСУ, г. Томск),
 А.А. ЧЕГОШЕВ, аспирант
 (КузГТУ, г. Кемерово)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Абабков Н.В. – 650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28,
 ФГБОУ ВПО «Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева»,
 e-mail: n.ababkov@rambler.ru

Исследовано структурное состояние металла разрушенного ротора паровой турбины с применением методов электронной микроскопии. Установлена взаимосвязь акустических и магнитных характеристик с параметрами микроструктуры металла разрушенного ротора паровой турбины.

Ключевые слова: ротор паровой турбины, микроструктура, микротрещины, диагностика.

В практике эксплуатации паровых турбин известны серьезные аварии в результате повреждения роторов. Большое внимание привлекли следующие случаи: авария на тепловой электростанции в США (штат Теннесси, 1974 г.); авария в России на Каширской ГРЭС-4 [1] (октябрь 2002 г.); авария в Украине на одном из энергоблоков Приднепровской ТЭС (2007 г.).

Большой интерес представляет исследование металла разрушенных роторов паровых турбин высокого давления для выявления причин его разрушения и для предотвращения в будущем подобных случаев. В настоящей публикации приведены результаты исследований металла фрагмента разрушенного ротора паровой турбины высокого давления (рис. 1, а), после наработки в 293 061 ч на ОАО «Западно-Сибирский Metallургический Комбинат (г. Новокузнецк).

Для экспериментальных исследований был вырезан образец из разрушенного ротора паровой турбины высокого давления в виде диска шириной 50 мм, включающий с одной стороны поверхность излома (рис. 1, б). На этих изломах можно различить поверхность непосредственного разрушения ротора за счет роста трещин, а также следы ударов выступающих частей поверхностей после окончательного разрушения сечения ротора и вращения одной из его образовавшихся частей относительно другой.

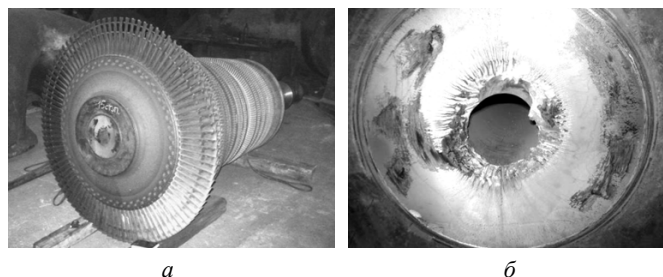


Рис. 1. Общий вид разрушенного ротора паровой турбины высокого давления:

а – общий вид; б – поверхность излома

Вид поверхностей излома говорит об усталостном характере разрушения ротора, а именно о многоциклового усталости. На изломе отчетливо различаются зоны, соответствующие трем ее стадиям: зарождения разрушения, устойчивого (стабильного) роста усталостной трещины и нестабильного (ускоренного) распространения.

Химический состав исследованного металла был определен на оптическом эмиссионном спектрометре «ARL 3460 Quantis» и представлен в таблице.

Химический состав исследованного металла, %

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	P	S
0,339	0,263	0,378	1,536	0,304	1,607	0,117	0.0086	<0,150

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253



По химическому составу металла установлено, что ротор паровой турбины изготовлен из стали 34ХН1МА. Эта сталь относится к классу конструкционных легированных и предназначена для изготовления валов, роторов, дисков паровых турбин, валов-шестерен, муфт, зубчатых колес и других особо ответственных, тяжело нагруженных деталей, работающих при температуре до 500 °С.

В ходе исследования с применением просвечивающей электронной микроскопии (Просвечивающий электронный микроскоп Теснаі G2 FEI) установлено, что в составе исследуемого материала представлена α -фаза – феррит (твердый раствор углерода в α -Fe) и карбид железа (цементит Fe_3C). Морфологически присутствует три компонента: феррит, карбид железа и перлит, состоящий из смеси α -фазы и карбида железа. Перлит в стали является совершенным по концентрации углерода. В структуре перлит преимущественно присутствует в виде прослоек (рис. 2). Размер отдельных частиц цементита достигает 250×2500 нм.

В зоне шпоночного паза (рис. 3, участок 2) выявлено большое число микротрещин с максимальной плотностью, определенной на расстоянии 0,2 мм от поверхности кручения. Микротрещины расположены преимущественно по границам зерен.

В исследуемой стали параметр кристаллической решетки превышает параметр кристаллической решетки чистого α -Fe, а именно равен 2.8691...2.8696 Å. Это

свидетельствует о том, что в твердом растворе присутствуют элементы, приводящие к увеличению параметра кристаллической решетки α -Fe. К таким элементам относятся элементы внедрения – С, N, в меньшей степени О и элементы замещения – V, Mo, Mn, Cu.

Все фрагменты содержат дислокации. Бездислокационные фрагменты также присутствуют в структуре материала, однако их объемная доля не превышает 5 %. Размер фрагментов во фрагментированной субструктуре служит индикатором степени пластической деформации. Чем меньше размер фрагментов, тем больше степень пластической деформации.

Средний размер фрагментов вблизи зоны шпоночного паза (рис. 3, участок 2) имеет минимальное значение (~2,5 мкм). Во всех остальных точках его величина почти в два раза выше и практически не меняется.

Методом исследований состояния поверхностного слоя разрушенного ротора паровой турбины высокого давления со стороны излома был выбран спектрально-акустический метод, основанный на измерении времени задержки и скорости распространения волн Рэлея [2–4], а также магнитошумовой метод, основанный на эффекте Баркгаузена [5, 6].

Для измерения акустических и магнитных характеристик датчики приборов устанавливались сначала вдоль, а затем и перпендикулярно поверхности исследуемого ротора паровой турбины (рис. 3, участки 1–78).

После установки датчика и получения устойчивых значений производилось измерение. Для получения достоверных результатов измерения проводились в каждой точке не менее 8 раз. После записи результата измерений во временный буфер датчики перемещались в соседнюю зону, и по достижении устойчивого значения производили запись значений.

Все измерения (скорость, величина времени задержки ПАВ, интенсивность магнитного шума) за-

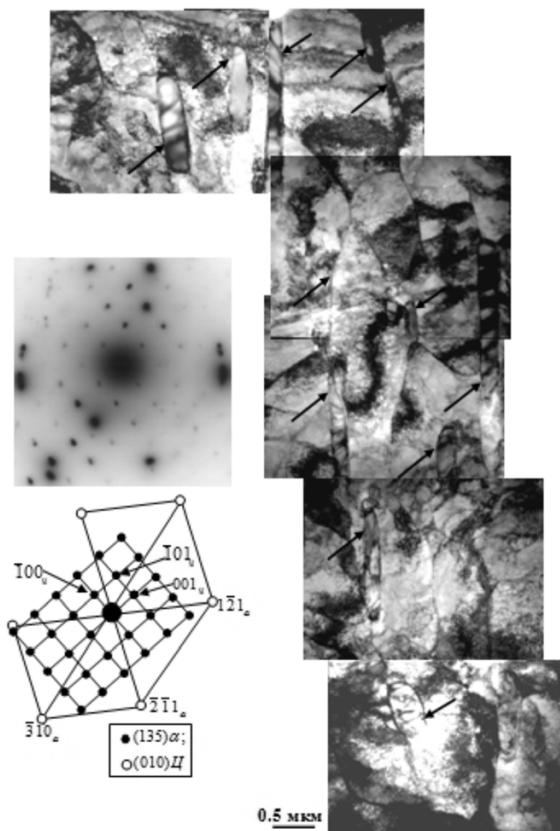


Рис. 2. Изображение тонкой структуры зерна перлита (Стрелками отмечены пластины цементита)

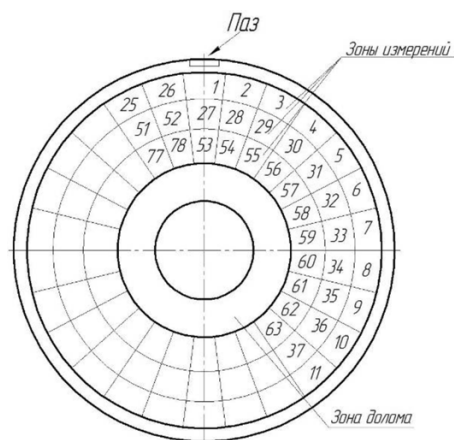


Рис. 3. Схема вырезки образцов для исследования методами электронной микроскопии, зоны измерения акустических и магнитных характеристик

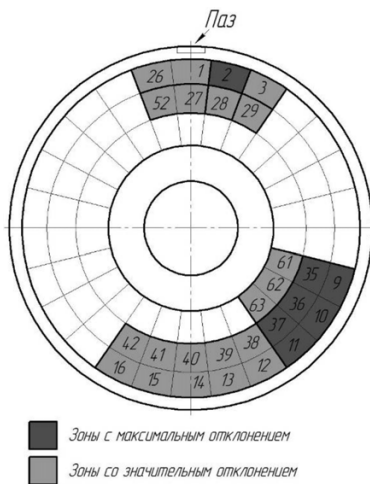


Рис. 4. Результаты измерения акустических и магнитных характеристик по поверхности излома исследуемого ротора

писывались в памяти программных модулей приборов. После проведенных измерений полученные значения обрабатывались методами математической статистики.

На рис. 4 показаны результаты измерения акустических и магнитных характеристик на поверхности излома ротора.

Как видно из рис. 4, максимальные значения отклонений измеренных характеристик выявлены в зонах сканирования 2, 9–11 и 35–37, т. е. на тех участках, где наблюдаются наибольшие структурные изменения. Также значительные отклонения от средней величины обнаружены в зонах 1, 3, 12–16, 26–29, 38–42, 52 и 61–63.

Таким образом, на участках, где обнаружены микротрещины с максимальной плотностью, значения акустических и магнитных характеристик имеют максимальные отклонения от средних значений, тогда как на участках, где структура более однородная и микротрещины не выявлены, акустические характеристики имеют минимальные отклонения от средних значений либо вообще не имеют отклонений.

Выводы

1. Определен химический и фазовый состав стали, из которой изготовлен ротор паровой турбины, а также определены параметры микроструктуры.

В зоне шпоночного паза выявлено большое число микротрещин с максимальной плотностью, определенной на расстоянии 0,2 мм от поверхности кручения. Микротрещины расположены преимущественно по границам зерен.

2. Установлены взаимосвязи акустических и магнитных характеристик со структурным состоянием металла разрушенного ротора паровой турбины. Сопоставление показало, что на участках, где обнаружены микротрещины с максимальной плотностью, значения акустических и магнитных характеристик имеют максимальные отклонения от средних значений. В то же время на участках, где структура более однородная и микротрещины не выявлены, акустические и магнитные характеристики имеют минимальные отклонения от средних значений либо вообще не имеют отклонений.

3. Между измеренными акустическими и магнитными характеристиками и параметрами микроструктуры установлена взаимосвязь, количественная интерпретация которой позволит использовать спектрально-акустический и магнитошумовой методы для диагностирования роторов паровых турбин и предотвращения их разрушения в будущем.

Список литературы

1. Загретдинов, И.Ш. Разрушение турбоагрегата 300 МВт Каширской ГРЭС: причины, последствия и вывод / И. Ш. Загретдинов, А.Г. Костюк, А. Д. Трухний и др. // Теплоэнергетика. – 2004. – № 5. – С. 5–15.
2. Митенков Ф.М. О новом методе контроля повреждаемости материала оборудования ЯЭУ и аппаратно-программных средствах для ее реализации / Ф.М. Митенков, А.Л. Углов, С.Н. Пичков, В.М. Попцов // Проблемы машиноведения и надежности машин. – 1998. – № 3. – С. 3–9.
3. Абабков Н.В. Современное методическое обеспечение для оценки состояния металла потенциально опасного оборудования. Часть 2. Спектрально-акустический метод контроля / Н.В. Абабков, А.В. Бенедиктов, А.Н. Смирнов и др. // Вестн. КузГТУ. – 2010. – № 5. – С. 101–106.
4. Углов А.Л. Новая автоматизированная система неразрушающего контроля прочности и надежности элементов машин и конструкций / А.Л. Углов, В.М. Попцов // Машиностроитель. – 1993. – № 11. – С. 2–4.
5. Смирнов А.Н. Комплексный подход к оценке работоспособности элементов энергетического оборудования / А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков // Извест. Сам. науч. центра РАН. – 2010. – Т. 12. – № 1 (2). – С. 520–524.
6. Смирнов А.Н. Применение магнитошумового метода контроля для оценки качества наплавленного металла / А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков // сб. науч. тр. Всероссийской конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов», ИрГТУ. – Иркутск, 2011. – С. 194–198.

The research of metal structure condition of steam turbine's destroyed rotor

Smirnov A.N., Ababkov N. V., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Chegoshv A.A.

A metal structure condition of steam turbine's destroyed rotor by using methods of electronic microscopy is researched. The correlation between acoustic and magnetic characteristic with microstructure parameters of steam turbine's destroyed rotor metal are established.

Key words: rotor of the steam turbine, microstructure, microcrack, diagnostic.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiV_2-Cu , СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ*

*Д.А. РОМАНОВ, ст. преподаватель,
Е.А. БУДОВСКИХ, доктор техн. наук, профессор,
В.Е. ГРОМОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(СибГИУ, г. Новокузнецк)
В.В. ПИСКАЛЕНКО², канд. техн. наук, доцент
(НФИ КемГУ, г. Новокузнецк)
Д.В. ПАВЛЮКОВА, канд. техн. наук, ассистент
П.С. ЯРЦЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Романов Д.А. – 654007, Кемеровская область, г. Новокузнецк, ул. Кирова, д. 42,
Сибирский государственный индустриальный университет, e-mail: da_gom @live.ru

Методами оптической интерферометрии, сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа изучены рельеф поверхности, особенности структуры и фазового состава электровзрывных покрытий. Установлено, что параметр шероховатости поверхности после обработки $Ra = 2,5 \dots 2,7$ мкм. Фазовый состав сформированных слоев образует диборид титана TiB_2 и медь. Покрытия имеют когезионно-адгезионную связь с материалом контактной поверхности.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, электроэрозионностойкие покрытия, диборид титана, шероховатость, микроструктура, фазовый состав.

Введение

Современная электротехника сталкивается с рядом проблем, стимулирующих разработки в области создания электроконтактных материалов. Объемные материалы системы $Ti-V-Cu$ обладают высокой электроэрозионной стойкостью и используются для изготовления контактов. В последнее время экономически выгодной альтернативой созданию объемных материалов все чаще выступает напыление покрытий, обладающих аналогичными свойствами. Важными требованиями к способам нанесения покрытий являются обеспечение высокой адгезии и отсутствие пор в покрытии, из-за которых происходит отслаивание покрытия, уменьшается их электрическая проводимость, что вызывает перегрев рабочей части электроконтактов и нарушает их работу. В последние годы разрабатывается метод электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий. Он позволяет получать высококачественные беспористые покрытия, обладающие адгезией с основой на уровне когезии и высокими функциональными свойствами. Одна из областей применения

этого метода – модификация поверхностных слоев материалов электротехнического назначения. Путем изменения параметров воздействия метод позволяет как наносить покрытия из продуктов взрыва проводников, так и осуществлять формирование композиционных покрытий [1–3]. Цель настоящей работы – формирование методом ЭВН композиционных покрытий системы с наполненной структурой «медная матрица – включения TiB_2 ».

Материалы и методика исследований

ЭВН покрытий проводили на модернизированной электровзрывной установке ЭВУ 60/10М, которая описана в работе [4]. Она включает емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализирующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в ре-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136

зультате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя [5].

ЭВН проводили с использованием композиционно-го электрически взрываемого материала для нанесения покрытий, представляющего собой двухслойную медную фольгу с заключенными в ней навеской диборида титана, масса которой, также как и фольги, составляла 110 мг. Обработке подвергали образцы электротехнической меди М00 с размерами $20 \times 20 \times 2$ мм при поглощаемой плотности мощности $4,5 \text{ ГВт/м}^2$. Полученные ранее экспериментальные данные свидетельствуют о том, что при значении поглощаемой плотности мощности в процессе ЭВН меди ниже $4,5 \text{ ГВт/м}^2$ не происходит оплавления поверхности, что приводит к низкой адгезии покрытия и его отслаиванию. При значении поглощаемой плотности мощности выше $4,5 \text{ ГВт/м}^2$ происходит перерасход электрической энергии, что способствует повышению себестоимости таких покрытий. При этом на поверхности формируется сильно развитый рельеф, обусловленный течением расплава под действием неоднородного давления многофазной плазменной струи продуктов взрыва на облучаемую поверхность. В связи с этим исследования структуры зоны электровзрывного напыления композиционных покрытий TiB₂-Cu проводили при значениях поглощаемой плотности мощности, равной $4,5 \text{ ГВт/м}^2$, что обеспечило предплавленное состояние поверхности. В режиме 1 обработку проводили однократно. В режиме 2 и 3 формирование покрытия происходило при последовательном напылении двух и трех единичных слоев.

Режим термосилового воздействия на облучаемую поверхность задавали выбором зарядного напряжения емкостного накопителя энергии установки. Поглощаемую плотность мощности рассчитывали так, чтобы она обеспечивала предплавленное состояние поверхности основы, используя при этом соотношение [5]

$$q = T\lambda \sqrt{\frac{\pi}{4\chi\tau}},$$

где T – температура плавления металла; χ и λ – средние значения температуро- и теплопроводности металла в интервале температур от комнатной до температуры плавления; τ – время импульса.

Исследования топографии поверхности проводили, используя оптический интерферометр Zygo NewView™ 7300. Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) осуществляли с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50. Перед микроскопическими исследованиями шлифы подвергали химическому травлению раствором следующего состава: FeCl₃ – 3 г, HCl – 2,5 мл, C₂H₅OH – 100 мл. Определение массы фольг и навесок порошков выполняли с помощью аналитических весов Shimadzu AUX 120.

Результаты исследований и их обсуждение

Формирующееся при ЭВН покрытие характеризуется более развитыми параметрами шероховатости по сравнению с исходной (см. таблицу). После одно-, двух- и трехкратной обработки параметр шероховатости Ra составляет $2,5 \dots 2,7$ мкм для базовой поверхности и $2,6 \dots 2,7$ для базовой длины.

Полученные значения параметров шероховатости обусловлены тем, что поверхностные слои были получены при электровзрывной обработке, для которой характерно осаждение на поверхность преимущественно жидких частиц продуктов взрыва из тыла струи с последующей самозакалкой [5]. Полученные параметры шероховатости не препятствуют практическому использованию электровзрывных поверхностных слоев, поскольку известно [6], что при эксплуатации средне- и тяжело нагруженных выключателей в неизменных условиях работы происходит приработка и создается стабильная шероховатость поверхности.

Параметры шероховатости образцов электротехнической меди М00 после электровзрывного напыления

Исследуемый образец	Параметры шероховатости			
	для базовой поверхности		для базовой длины	
	Ra	R_{\max}	Ra	R_{\max}
Подготовка для ЭВН	1,5	21,5	1,5	13,8
ЭВН единичного слоя	2,5	32,4	2,7	18,8
ЭВН двух единичных слоев	2,6	35,4	2,6	18,7
ЭВН трех единичных слоев	2,7	30,9	2,6	18,8

На рис. 1 приведены характерные изображения структуры поверхности покрытия, формирующегося при ЭВН трех единичных слоев композиционных покрытий TiB₂-Cu. Видно, что формирующееся при ЭВН покрытие характеризуется развитым рельефом и низким уровнем шероховатости. На поверхности формируются структуры трех типов. К структуре первого типа отнесем сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом. Суммарная площадь структуры первого типа на поверхности покрытия, сформированного при ЭВН одного, двух и трех единичных слоев, составляет 20 %. Микрорентгеноспектральный анализ дает основание заключить, что области структуры первого типа имеют сложный химический состав; основными элементами являются медь и титан. Опираясь на эти результаты, можно предположить, что данные области сформировались в результате перемешивания диборида титана и меди при электрическом взрыве композиционного электрически взрываемого материала и имеют сложный фа-

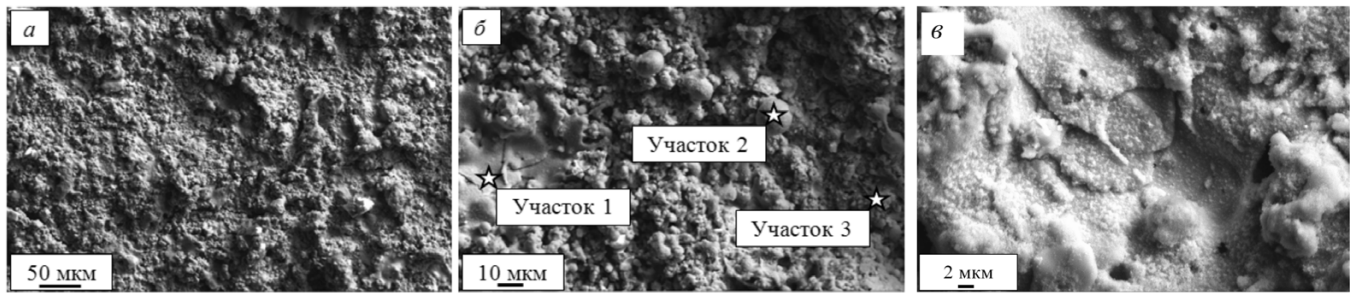


Рис. 1. Характерное изображение поверхности, полученное методом сканирующей электронной микроскопии, после электровзрывного напыления трех единичных слоев композиционного покрытия TiB_2-Cu ($q = 4,5 \text{ ГВт/м}^2$):

a – общий вид; *б* – поверхность для рентгеноспектрального анализа; *в* – структура, формирующаяся на поверхности покрытия

зовый состав, к примеру, содержат частицы диборида титана и медь. Действительно, детальный анализ морфологии поверхности областей структуры первого типа позволил выявить образования (частицы) округлой формы, расположенные хаотически либо формирующие протяженные ряды (рис. 1, *в*). Размеры частиц изменяются в широких пределах (от 250 до 500 нм).

К структуре второго типа отнесем образования глобулярной формы, занимающие на поверхности покрытия во всех режимах ЭВН суммарную площадь 75 % (рис. 1). Средние размеры данных структурных элементов изменяются в широких пределах – от 1 до 10 мкм. Микрорентгеноспектральный анализ дает основание заключить, что исследуемые образования имеют сложный элементный состав; основными элементами являются медь и титан. Сопоставляя рентгеновские спектры, можно отметить, что относительное содержание титана выше в структуре второго типа. Это, с одной стороны, может означать присутствие в данных участках покрытия частиц диборида титана, а с другой – свидетельствует о недостаточно большой толщине структур первого типа, что приводит к присутствию на рентгенограмме линий от лежащего под включением смеси диборида титана и меди и наличию на поверхности включения частиц диборида титана.

Как отмечалось выше, методической особенностью используемого в настоящей работе ЭВН является применение композиционного электрически взрываемого материала. В связи с этим представляло интерес выяснить, присутствуют ли частицы по-

рошка диборида титана на поверхности формирующегося покрытия. Суммарная площадь, занимаемая структурой третьего типа на поверхности покрытия, заполняющей пространство между структурами первого и второго типа (рис. 1) составляет 9 %. Микрорентгеноспектральный анализ дает основание полагать, что основным элементом данных образований является титан. Средние размеры структурных элементов изменяются в пределах от 500 нм до 2 мкм. Их размер сопоставим с частицами диборида титана. Следовательно, данные образования являются частицами порошка диборида титана, используемого при электрическом взрыве композиционного электрически взрываемого материала и перенесенного на поверхность обработки без перемешивания с медью.

По проведенным ранее экспериментам анализ поперечных шлифов покрытий показал, что повторная обработка приводит к пропорциональному увеличению толщины слоя. Рентгеноструктурный анализ обнаружил, что во всех режимах покрытия содержат диборид титана и медь примерно в равном соотношении.

Во всех режимах ЭВН формируется структура, представляющая собой глобулярные включения в матрице (рис. 2). Микрорентгеноспектральный анализ дает основание заключить, что основным элементом глобулярных включений является титан (рис. 2, *б*). Средние размеры данных структурных элементов изменяются в пределах от 0,5 до 2,5 мкм. Их размеры сопоставимы с частицами порошка диборида титана, использованного для напыления. Следовательно,

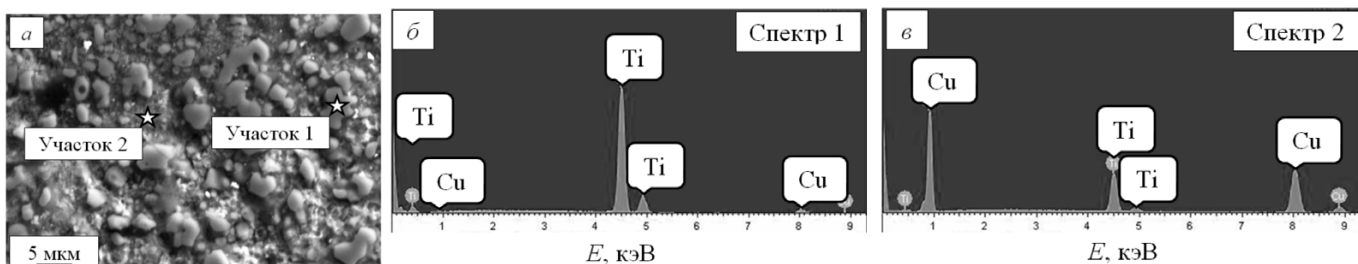


Рис. 2. Характерное изображение структуры поперечного шлифа, полученное методом сканирующей электронной микроскопии после электровзрывного напыления композиционного покрытия TiB_2-Cu ($q = 4,5 \text{ ГВт/м}^2$):

a – общий вид; *б* – рентгеновский спектр (место набора рентгеновского спектра выделен участок 1); *в* – рентгеновский спектр (место набора рентгеновского спектра выделен участок 2)

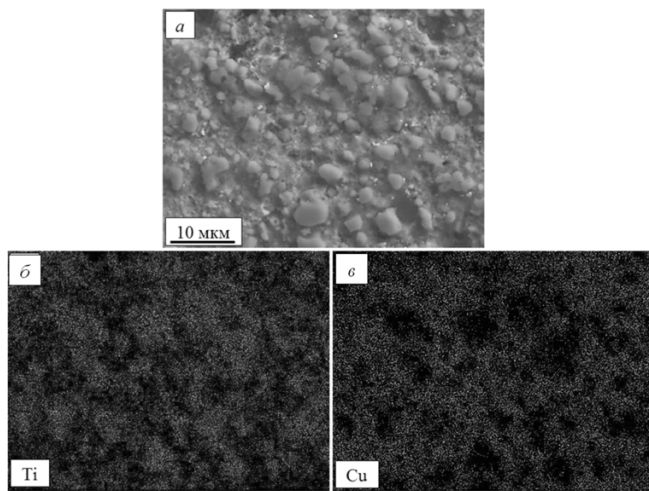


Рис. 3. Характерное изображение структуры поперечного шлифа, полученное методом сканирующей электронной микроскопии после электровзрывного напыления композиционного покрытия TiB_2-Cu ($q = 4,5 \text{ ГВт/м}^2$):
 а – общий вид; б – карта распределения титана; в – карта распределения меди

данные образования являются элементами порошка диборида титана. Это подтверждает также анализ рентгеновских карт распределения элементов для области, не содержащей включений (рис. 3). Видно, что эти области имеют сложный химический состав; их основными элементами служат медь и титан (рис. 3, в). Опираясь на эти результаты, можно предположить, что данные области сформировались в результате перемешивания диборида титана и меди при электрическом взрыве композиционного электрически взрываемого материала. Сформированная структура характеризуется отсутствием пор, что является положительной особенностью использованного способа напыления, поскольку наличие пористости неизбежно ведет к снижению электропроводности покрытий.

Сопоставляя рентгеновские спектры, представленные на рис. 4, з и 4, д, можно отметить, что относительное содержание титана выше в структуре на участке 2. Однако сопоставление карт распределения меди и титана (рис. 4, б, в) показывает, что в сформированном покрытии диборид титана и медь распределены равномерно. Бор этим методом не является.

На границах покрытий с основой (рис. 5) вследствие термосилового воздействия плазменной струи на поверхность, нагреваемую до температуры плавления, формируется мелкозернистый волнообразный рельеф, который позволяет увеличивать адгезию. Важной особенностью обработки является проникновение отдельных частиц диборида титана в основу на глубину до нескольких микрометров. Условия электровзрывной обработки обеспечивают скорость частиц TiB_2 в интервале 0,5...2,5 км/с, а время воз-

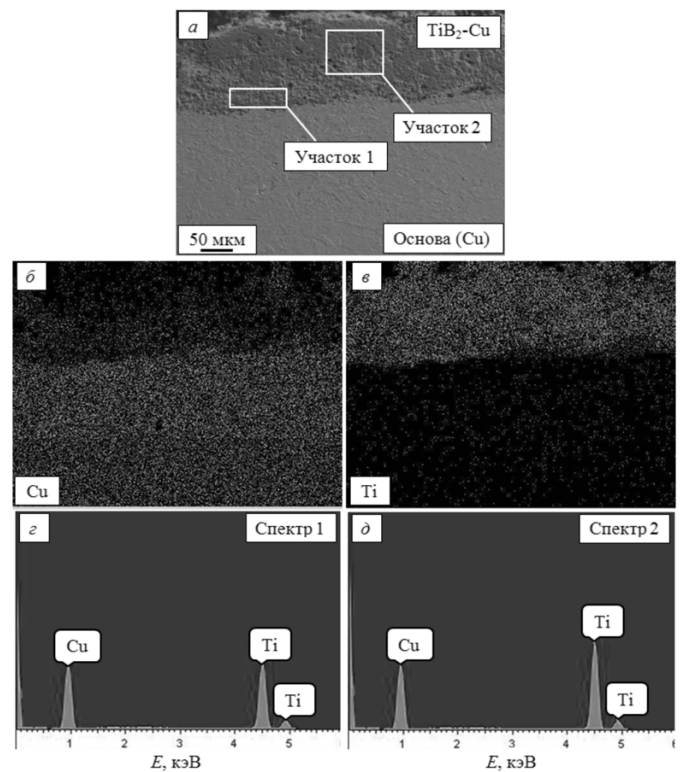


Рис. 4. Характерное изображение структуры поперечного шлифа, полученное методом сканирующей электронной микроскопии после электровзрывного напыления трех единичных слоев композиционного покрытия TiB_2-Cu ($q = 4,5 \text{ ГВт/м}^2$):
 а – общий вид; б – карта распределения меди; в – карта распределения титана; з – рентгеновский спектр (получен с участка 1 на а); д – рентгеновский спектр (получен с участка 2 на а)

действия – 100 мкс. Значение локальной плотности напыляемых частиц TiB_2 могло превышать 1 г/см^3 [5]. Указанные параметры соответствуют области значений параметров, характерных для явления сверхглубокого проникания ускоренных взрывом микрочастиц в металлы [8, 9].

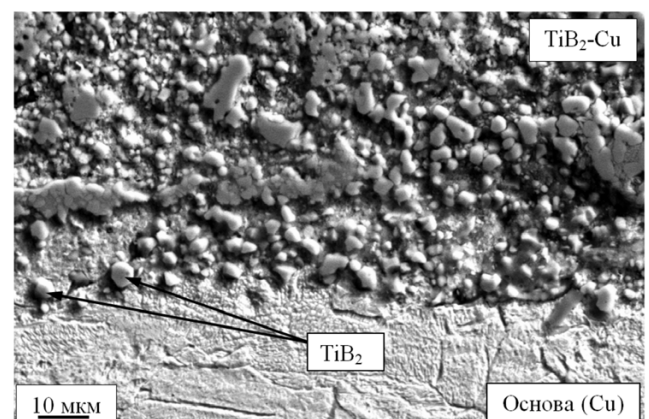


Рис. 5. Характерное изображение структуры на границе композиционного покрытия TiB_2-Cu с основой (Сканирующая электронная микроскопия)



Заклучение

Таким образом, после ЭВН происходит увеличение шероховатости поверхности по сравнению с исходным значением. После одно-, двух- и трехкратной обработки шероховатость остается стабильной и составляет $Ra\ 2,5...2,7$ мкм. После ЭВН композиционных покрытий TiB_2 -Cu в поверхностном слое выделены три характерные морфологические составляющие структуры, формирующие микрорельеф покрытия: субмикроструктурные частицы порошка диборида титана, используемого для ЭВН; сравнительно гладкие области на основе диборида титана и меди, содержащие субмикроструктурные включения диборида титана; конгломераты частиц диборида титана и меди глобулярной морфологии. ЭВН приводит к формированию беспористых покрытий диборид титана-медная матрица. Размеры включений диборида титана изменяются в пределах от 0,5 до 2,5 мкм. На границе покрытия с основой при напылении происходит формирование зоны взаимного смешивания, аналогичное явлению сверхглубокого проникания ускоренных частиц в металлы, что способствует обеспечению высокой адгезии.

Список литературы

1. *Формирование* электроконтактных поверхностных слоев системы W-Cu с использованием модернизированной электровзрывной установки ЭВУ 60/10М / Д.А. Романов, Ю.Д. Жмакин, Е.А. Будовских и др. // *Фундаментальные*

проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т. 8. – № 2. – С. 19–23.

2. *Опыт* и перспективы использования электровзрывной установки ЭВУ 60/10 для модификации поверхности материалов / Д.А. Романов, Е.А. Будовских, Ю.Д. Жмакин, В.Е. Громов // *Изв. вуз. Чер. металлургия*. – 2011. – № 6. – С. 20–24.

3. *Формирование* структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / под ред. В.Е. Громова – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.

4. *Автоматизированная* электровзрывная установка для повышения эксплуатационных характеристик материалов / Ю.Д. Жмакин, Д.А. Романов, Е.А. Будовских и др. // *Промышленная энергетика*. – 2011. – № 6. – С. 22–25.

5. *Физические* основы электровзрывного легирования металлов и сплавов: монография / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк, СибГИУ. – 2007. – 301 с.

6. *Сафонов Л.И., Сафонов А.Л.* Электрические прямоугольные соединители. Трение и износ в контактных парах электрических соединителей // *Технологии в электронной промышленности*. – 2003. – № 3. – С. 34–39.

7. *Сверхглубокое* проникание вещества высокоскоростного плазменного потока в металлическую преграду / А.А. Сивков, А.П. Ильин, А.М. Громов, Н.В. Бычин // *Физика и химия обработки материалов*. – 2003. – № 1. – С. 42–48.

8. *Сивков А.А.* О возможном механизме «сверхглубокого проникания» микрочастиц в твердую преграду // *Письма в журн. техн. физики*. – 2001. – Т. 27. – Вып. 16. – С. 59–64.

The structure and phase composition of the coating system TiB_2 -Cu by means electrical explosive treatment

Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Piskalenko V.V., Pavlyukova D.V., Yarcev P.S.

The methods of profilometry, optical microscopy study topography and features of the structure of coating electrical copper samples after treatment of multiphase plasma jets products of electrical explosion. It is established that the parameter of surface roughness after processing $Ra = 2,0...2,1$ pm. It is shown that a single pulse processing method capable of applying porous coating thickness 53 . . . 60 microns. With three times the thickness of the coating process is 230 microns without the boundaries between individual layers successively inflicted. The phase composition of formed layers of titanium diboride TiB_2 forms and copper. The coatings have a cohesive-adhesive bond with the material contact surface.

Key words: electric explosion of conduction, copper coating, microstructure, surface topography, roughness.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ КОМПЛЕКСНОЙ МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НА ЭТАПЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ*

*А.Н. БАЛАХНИН, аспирант,
Р.А. ВАГИН, студент
Д.О. ПАНОВ, ст. преподаватель,
(ПНИПУ, г. Пермь)
А.И. СМИРНОВ, канд. техн. наук, доцент
Н.А. МОРЕВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2011 года

Балахнин А.Н. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, e-mail: mto@pstu.ru

Исследованы процессы эволюции структуры и анизотропии свойств по сечению низкоуглеродистой стали 10X3Г3МФ при комплексной механотермической обработке на этапе холодной пластической деформации.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, механотермическая обработка, радиальная ковка, пакетный мартенсит, динамическая рекристаллизация.

Введение

Успехи машиностроения, строительства и других отраслей промышленности в значительной мере определяются достижениями в области металлургического производства. Одним из приоритетных направлений современного материаловедения является повышение уровня прочности и надежности конструкционных металлических материалов.

Перспективным способом повышения механических характеристик металлов является механотермическая обработка, представляющая собой совокупность операций пластической деформации и термической обработки. Такая обработка позволяет реализовать в материале зерногранично-субструктурный механизм упрочнения, т.е. единственный механизм, одновременно повышающий характеристики прочности и пластичности.

Низкоуглеродистые мартенситные стали в закаленном состоянии характеризуются уникальным сочетанием механических и технологических свойств: наряду с высоким уровнем прочности эти стали обладают хорошей пластичностью при комнатной температу-

ре [1]. Для реализации высоких степеней деформации закаленных низкоуглеродистых сталей необходимо использовать метод, при котором реализуется наиболее мягкая схема деформации – радиальная ковка [2].

Цель данной работы – исследование однородности распределения свойств образцов и процессов структурообразования низкоуглеродистой системнолегированной стали 10X3Г3МФ, подвергнутой комплексной механотермической обработке, на этапе холодной пластической деформации.

Материалы и методики проведения исследований

В качестве материала исследования выбрана низкоуглеродистая системнолегированная сталь 10X3Г3МФ, имеющая следующий химический состав, % (масс.): 0,09 С; 2,78 Mn; 2,79 Cr; 0,43 Mo; 0,38 Si; 0,17 Ni; 0,13 V; 0,19 Cu; 0,012 S; 0,023 P.

В стали 10X3Г3МФ при охлаждении с температур горячейковки вследствие высокой устойчивости переохлажденного аустенита сформирована структура пакетного мартенсита.

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

Далее сталь 10Х3Г3МФ подвергли холодной пластической деформации (ХПД) на радиально-ковочной машине SKK 10 с круга диаметром 19 мм на круг 12 мм, что составляет 60 % деформации. Ковка проходила в три прохода: 20, 40 и 60 % деформации. В качестве степени пластической деформации принимали величину укова ϵ , определяемую по результатам изменения площади поперечного сечения образца до и послековки.

Исследования тонкой структуры проводили на тонких фольгах, приготовленных по стандартной методике, с использованием просвечивающего электронного микроскопа Technai G2 FEI. Образцы для исследования тонкой структуры вырезали из сердцевины прутка.

Микродюрметрические исследования проводили в соответствии с ГОСТ 9450-76 на микротвердомере для проведения испытаний по Виккерсу Model 402MVD по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием. Шаг между точками измерений составлял 0,3 мм.

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам исследования распределения микротвердости по сечению образцов стали 10Х3Г3МФ (рис. 1, а) можно сказать о повышении общего уровня твердости при увеличении степени ХПД.

При этом распределение микротвердости по сечению образцов стали 10Х3Г3МФ холоднодеформированных неоднородно: существует относительно однородная сердцевина прутка с максимальным уровнем по твердости и периферия, где твердость плавно убывает от границы с сердцевиной к краю образца (рис. 1, б). При этом снижение твердости идет до уровня исходного закаленного горячекованного состояния.

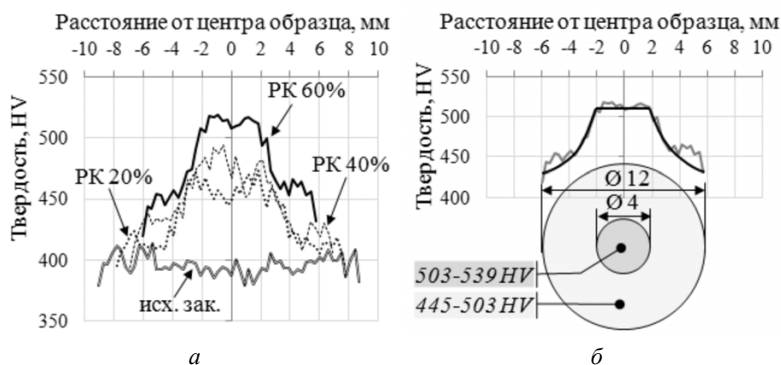


Рис. 1. Распределение микротвердости по сечению прутка (а) стали 10Х3Г3МФ в исходном закаленном состоянии (исх. зак.) и после ХПД методом РК и однородность по сечению прутка, подвергнутого ХПД 60 % методом РК (б)

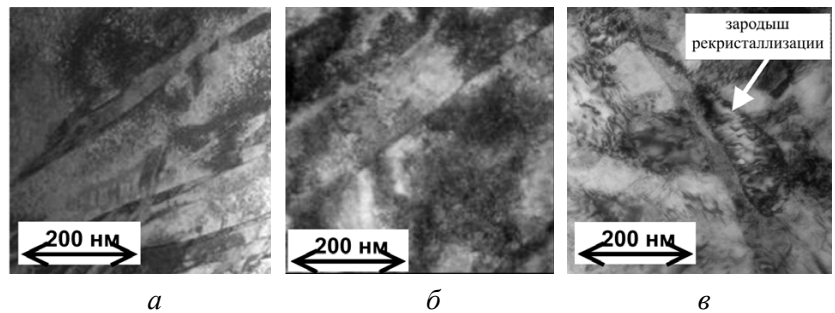


Рис. 2. Тонкая структура стали 10Х3Г3МФ в исходном закаленном с температур горячейковки состоянии (а), после ХПД методом РК со степенями 20 % (б) и 60 % (в) деформации

ного состояния. У боковой поверхности прутка наблюдается падение твердости, что, по-видимому, связано с наличием обезуглероженного слоя.

Исследование тонкой эволюции структуры стали 10Х3Г3МФ при ХПД методом РК выявило, что в исходном состоянии после закалки на воздухе с температуры горячейковки (рис. 2, а) в исследуемой стали наблюдается пакетно-реечное строение с высокой плотностью однородно распределенных дислокаций.

Анализ тонкой структуры образцов после ХПД методом РК при 20 % деформации показал, что в материале формируются дислокационные границы внутри реек, что приводит к их фрагментации, т.е. образованию дислокационных ячеек (рис. 2, б). При этом средний поперечный размер реек в плоскости фольги составляет 257 нм, а средний размер деформационных ячеек равен 216 нм.

Увеличение степени деформации закаленной стали 10Х3Г3МФ до 60 % приводит к уменьшению среднего поперечного размера рейки мартенсита в плоскости фольги до 194 нм, что сопровождается уменьшением размера ячеек деформации до 163 нм (рис. 2, в). В обоих случаях уменьшение составило 25 %.

При исследовании тонкой структуры образцов, подвергнутых холодной РК со степенью деформации 60 %, на границах мартенситных реек были обнаружены области (рис. 2, в) с низкой плотностью дислокаций и высокоугловой границей, которые, по-видимому, являются зародышами динамической рекристаллизации [3]. Факт обнаружения зародыша рекристаллизации является признаком мегапластической деформации [4] в стали 10Х3Г3МФ при ХПД методом РК.

Гистограмма распределения среднего поперечного размера рейки в плоскости фольги после деформации со степенями 20 и 60 % носит логнормальный характер и приведена на рис. 3.

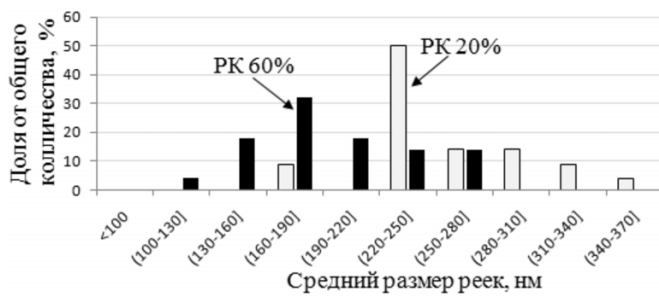


Рис. 3. Гистограмма распределения ширины реек мартенсита в плоскости фольги для стали 10X3Г3МФ после ХПД методом РК со степенями деформации 20 и 60 %

Выводы

Комплексная механотермическая обработка, заключающаяся в холодной пластической деформации методом радиальнойковки предварительно закаленных низкоуглеродистых мартенситных сталей, позволила уменьшить размер рейки стали 10X3Г3МФ до 160...190 нм и увеличивать общий уровень твердости, однако при этом формируется неоднородность ее распределения по сечению. После ХПД методом РК со степенью деформации 60 % в структуре наблюдаются признаки динамической рекристаллизации – образование зародышей рекристаллизации на границах мартенситных реек.

Возможным перспективным направлением для дальнейшего диспергирования структуры и увеличения уровня механических свойств стали 10X3Г3МФ является термическая обработка для развития процесса первичной рекристаллизации холоднодеформированного металла.

Список литературы

1. Митрохович Н.Н., Симонов Ю.Н., Клейнер Л.М., Швецов В.В. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: учеб. пособие / Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 2004. – 123 с.
2. В.А. Тюрин, В.А. Лазоркин, И.А. Поспелов. Ковка на радиально-обжимных машинах. – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.
3. Быков В.М., Лихачев В.А., Никонов Ю.А. и др. Фрагментирование и динамическая рекристаллизация меди при больших и очень больших пластических деформациях // ФММ. – 1978. – Т. 45. – Вып. 1. – С. 163–169.
4. Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел // Физика твердого тела. – 2010. – Т. 52. – Вып. 6. – С. 1090 – 1096.

Research of structure formation of constructional low carbon steel by integrated thermo-mechanical method in the radial forging machine's deformation stage

A.N. Balakhnin, R.A. Vagin, D.O. Panov, A.I. Smirnov, N.A. Moreva

In this study processes of structure evolution and properties anisotropy of low carbon steel 10Cr3Mn3MoV by integrated thermo-mechanical method in the radial forging machine's deformation stage were introduced.

Key words: low carbon steel, thermo-mechanical treatment, radial forging, batch martensite, dynamical recrystallization.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ВЯЗКОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ ПРИ ОБКАТЫВАНИИ НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ*

*В.Н. БЕЛЯЕВ, канд. техн. наук, доцент
(БТИ АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Бийск)
А.М. ТЕПЛЫХ, канд. техн. наук, доцент
А.А. РАЗУМАКОВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Беляев В.Н. – 659305, г. Бийск, ул. Трофимова, 27,
Бийский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО АлтГТУ e-mail: mrsi@bti.secna.ru

Представлены результаты исследований влияния вязкости технологической жидкости при обкатывании с гидроприводом на шероховатость и микротвердость поверхностного слоя.

Ключевые слова: вязкость, обкатывание, шероховатость

Существует метод обработки деталей поверхностно-пластическим деформированием, при котором усилие деформирования обеспечивается подачей рабочей жидкости под давлением от гидростанции непосредственно на деформирующий шар – обкатывание с гидроприводом (рис. 1).

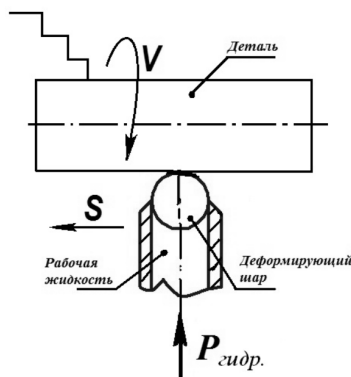


Рис. 1. Схема обкатывания с гидроприводом

Достоинства данного метода [1]:

- эффективная подача СОЖ–рабочей жидкости в зону обработки;
- постоянство усилия деформирования на обрабатываемой поверхности.

По условиям гидродинамической теории смазки величина слоя жидкости между двумя поверхностями трения при жидкостном трении [2]:

$$h_{\min} \geq R_{Z1} + R_{Z2}, \quad (1)$$

где R_{Z1} – шероховатость обрабатываемой поверхности детали; R_{Z2} – шероховатость поверхности инструмента (деформирующего шара).

Величина R_{Z2} относительно мала и ею можно пренебречь, тогда $h_{\min} \geq R_{Z1}$, которое определяется видом и режимами обработки детали перед накатыванием.

По условиям контакто-гидродинамической теории смазки [2]:

$$h_{\min} = 1350 \cdot (\alpha \cdot \mu_0)^{0.57} \cdot v_{\Sigma}^{0.55} \cdot \rho^{0.62}, \quad (2)$$

где α – пьезокоэффициент; μ_0 – вязкость жидкости; v_{Σ} – суммарная угловая скорость; ρ – радиус кривизны поверхностей.

$$v_{\Sigma} = v_3 + v_{\text{ш}} = \frac{\pi \cdot D_3 \cdot n}{1000} + \frac{\pi \cdot d_{\text{ш}} \cdot n}{1000} = \frac{\pi \cdot n}{1000} \cdot (D_3 + d_{\text{ш}}), \quad (3)$$

где D_3 – диаметр заготовки; $d_{\text{ш}}$ – диаметр деформирующего шара; n – частота вращения детали.

$$\rho = \frac{D_3 \cdot d_{\text{ш}}}{2 \cdot (D_3 + d_{\text{ш}})}. \quad (4)$$

Подставляя формулы (3) и (4) в (2), получим условия жидкостной смазки при обкатывании с гидроприводом:

$$h_{\min} = 37 \cdot (\alpha \cdot \mu_0)^{0.57} \cdot n^{0.55} \cdot \frac{(D_3 \cdot d_{\text{ш}})^{0.62}}{(D_3 + d_{\text{ш}})^{0.07}}, \quad (5)$$

$$h_{\min} \geq R_Z^{\text{точ}}.$$

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136

Характеристики промышленных масел

Промышленное масло	Вязкость η_{cp} при $t = 20^\circ\text{C}$
1	75
2	100
3	120
4	145

Одним из параметров в уравнении (5), влияющих на величину слоя жидкости h_{min} , является вязкость жидкости μ_0 . Влияние вязкости на точность обработанной поверхности при обкатывании прерывистых поверхностей представлено в [3]. Отсутствие информации о влиянии вязкости технологической жидкости при обкатывании с гидроприводом на шероховатость и микротвердость поверхностного слоя определяет актуальность исследований в данной области.

В качестве технологической жидкости использовались промышленные масла, характеристики которых представлены в таблице. Реологические свойства масел определялись на вискозиметре «Реотест-2». Экспериментальные исследования проводились на токарно-винторезном станке модели 16К20Ф3 на образцах из стали 45 ГОСТ 1050-88.

Оценка шероховатости проводилась профилографом–профилометром модели 250 завода «Калибр» в соответствии с ГОСТ 19300-86, а также по результатам анализа топографий поверхности, полученных на приборе Zygo NewView™ 730. Измерение твердости по Виккерсу осуществлялось в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 и ГОСТ 8.063-2007 при помощи твердомера Wolpert Group 402MVD.

Проведенные исследования, оценка и обработка полученных результатов позволили получить зависимости шероховатости и микротвердости поверхностного слоя от вязкости технологической жидкости при обкатывании с гидроприводом, представленные на рис. 2 и 3.

При возрастании вязкости технологической жидкости происходит увеличение микротвердости и снижение шероховатости поверхностного слоя, что можно объяснить большей толщиной слоя жидкости между обрабатываемой поверхностью и шаром, обеспечивающей локализацию сдвиговых напряжений и деформацию металла сжатием.

Assessment of influence viscosity of technological liquid at rolling on properties of the surface

Belyaev V.N., Teplyh A.M., Razumakov A.A.

Results of researches of influence of viscosity of technological liquid are presented at rolling with a hydraulic drive on a roughness and microhardness of a blanket.

Key words: viscosity, at rolling with a hydraulic drive, roughness.

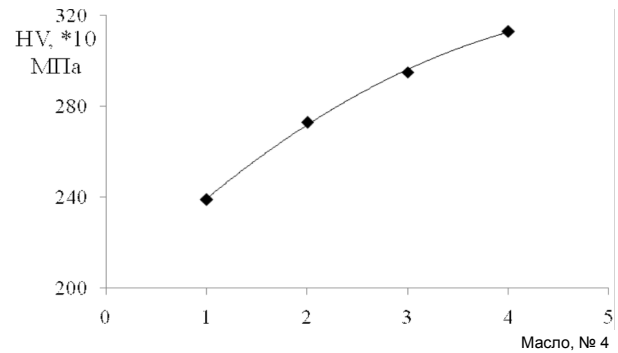


Рис. 2. Зависимость микротвердости поверхности от вида технологической жидкости ($S = 0,05$ мм/об., $V = 40$ м/мин, $P = 5$ МПа)

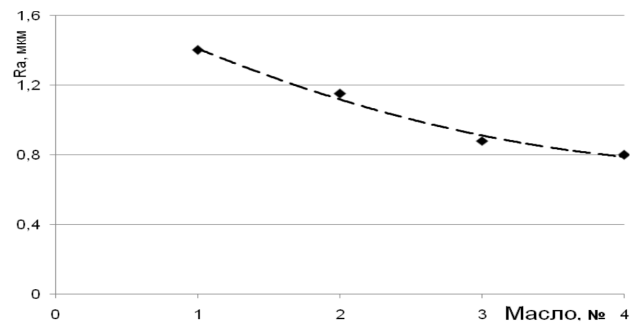


Рис. 3. Зависимость шероховатости поверхности от вида технологической жидкости ($S = 0,05$ мм/об., $V = 40$ м/мин, $P = 4$ МПа)

Анализ результатов проведенных экспериментов позволяет сделать вывод, что вязкость технологической жидкости является фактором, влияющим на протекание процесса деформации металла при обкатывании с гидроприводом и формирование качества поверхностного слоя изделий.

Список литературы

1. Фирсов А.М., Беляев В.Н. Обработка отверстий раскатыванием // Обработка металлов. – 2007. – № 1. – С. 16–17.
2. Розенберг Ю.А. Влияние смазочных масел на долговечность и надежность деталей машин. – М.: Машиностроение. – 1970. – 312 с.
3. Фирсов А.М., Беляев В.Н. Обработка прерывистых поверхностей методом поверхностного пластического деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 6. – С. 8–9.

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ОБКАТЫВАНИИ С ГИДРОПРИВОДОМ*

*В.Н. БЕЛЯЕВ, канд. техн. наук, доцент,
И.С. НОЖКИН, аспирант,
С.С. ХАМРИТЕЛЕВ, нач. лаборатории
(БТИ АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Бийск)
Е.Д. ГОЛОВИН, канд. техн. наук, доцент,
О.А. БУТЫЛЕНКОВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Беляев В.Н. – 659305, г. Бийск, ул. Трофимова, 27,
Бийский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО АлтГТУ, e-mail: mrsi@bti.secna.ru

Представлены результаты исследований обкатывания деталей деформирующим шаром через слой жидкости. Показана возможность внедрения микродисперсных частиц в поверхность, а также увеличения износостойкости деталей нанесением медных покрытий при упрочняющей обработке обкатыванием с гидроприводом.

Ключевые слова: обкатывание, модификация, микрочастица.

Введение

Одним из методов повышения качества поверхностного слоя деталей является поверхностно-пластическое деформирование слоя при обкатывании, при котором усилие деформирования обеспечивается деформирующим шаром, воздействующим на деталь под давлением рабочей жидкости от гидростанции – обкатывание с гидроприводом (рис. 1). В работе [1] представлены результаты исследований обкатывания с гидроприводом при введении нанокремнезема в технологическую жидкость. Но происходит ли при этом шаржирование частиц в поверхностный слой, определить не удалось в связи с малой дисперсностью частиц и их углеродной природой.

Анализ технической литературы в области контактного взаимодействия материалов выявил, что наличие жидкости между поверхностями деформирующего шара и обрабатываемой детали может обеспечить:

- проявление эффектов Ребиндера, Киркендала и других, в том числе и при введении ПАВ в рабочую жидкость в процессе деформации металла;
- модифицирование поверхностного слоя ультрадисперсными материалами, специально введенными в жидкость;
- формирование тонких покрытий из различных металлов на поверхности детали [2];

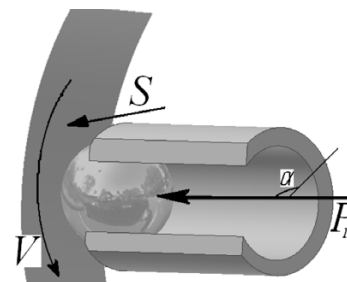


Рис. 1. Схема накатывания с гидроприводом

– ускорение химических процессов, происходящих на обрабатываемой поверхности из-за наличия процессов трения, деформации металла, сопровождающихся тепловыделением, а также высокого давления в рабочей жидкости в слое между деформирующим шаром и обрабатываемой поверхностью.

Это и определило цель работы – исследовать процесс обкатывания с гидроприводом при введении ультрадисперсных частиц и солей меди в технологическую жидкость для оценки возможности модификации поверхности изделия.

Методы и средства исследований

Экспериментальные исследования проводились на токарно-винторезном станке модели 16К20Ф3 при подаче инструмента 0,05...0,2 мм/об., скорости обработки 40...165 м/мин, давлении в гидросистеме

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253

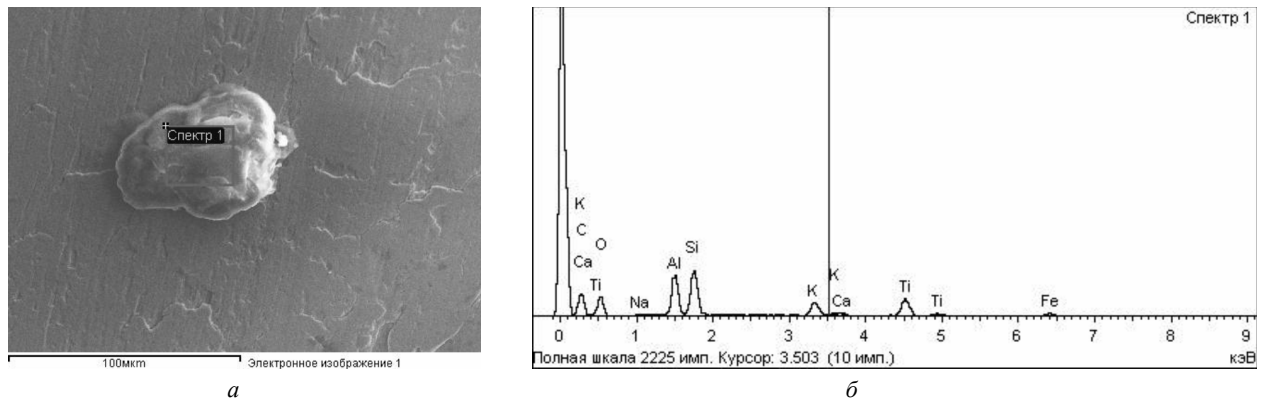


Рис. 2. Поверхность экспериментального образца:
 а – частица Al_2O_3 ; б – энергодисперсионный анализ

3...5 МПа. Экспериментальные образцы – ролики $d = 65$ мм, шириной 20 мм, изготовленные из стали 45 ГОСТ 1050-88.

В качестве наполнителя технологической жидкости использовался порошок оксида алюминия Al_2O_3 дисперсностью 40...60 мкм. Концентрация частиц 2 % масс. При использовании в качестве наполнителя пентаводного сульфата меди $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ с концентрацией 25...30 г/л в качестве технологической жидкости использовался глицерин [3].

Обработанная поверхность исследовалась методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного анализа при помощи микроскопа Carl Zeiss EVO50 XVP.

Оценка износостойкости полученных стальных образцов проводилась на машине трения СМТ-1 2070 по схеме ролик-шар. Пара трения «сталь-сталь с покрытием». Смазочная среда – индустриальное масло И-40А. Нагрузка на пару трения – 200 Н. Количество оборотов ролика $N = 5 \cdot 10^3$ об. Оценка износа проводилась при помощи аналитических весов с точностью до 0,1 мг.

Результаты и обсуждение

В результате анализа экспериментальных образцов, полученных при обкатывании с использованием частиц оксида алюминия Al_2O_3 , были получены изображения поверхности, представленные на рис. 2, а. Результаты энергодисперсионного анализа представлены на рис. 2, б. Наличие частиц оксида алюминия на обработанной поверхности подтверждает возможность модификации поверхности изделий при обкатывании с гидроприводом.

Кроме того, при проведении экспериментальных исследований было выявлено, что дисперсность применяемых частиц при обкатывании с гидроприво-

дом ограничивается величиной зазора между деформирующим шаром и шарикодержателем – $\Delta d = (D_{\text{шарикодерж.}} - d_{\text{шара}})$. Так, при величине зазора Δd между шарикодержателем и деформирующим шаром 0,01 мм при размере частиц Al_2O_3 40...60 мкм происходило заклинивание шара. Замена шарикодержателя с зазором 0,02 мм позволила устранить данную проблему.

Таким образом, в случае если размер частицы равен или больше величины зазора, то из-за возможного заклинивания деформирующего шара процесс поверхностно-пластического деформирования будет реализован в виде «выглаживания». Увеличение зазора для снижения вероятности заклинивания приводит к большему истечению технологической жидкости из системы и требует применения более совершенной системы круговорота технологической жидкости. В связи с этим для реализации обкатывания при введении микродисперсных частиц в технологическую жидкость необходимо выполнение условия $d_{\text{частиц}} \leq \Delta d$.

В результате обработки экспериментальных образцов при введении сульфата меди в технологическую жидкость на стальных образцах одновременно с упрочнением поверхности происходило формирование покрытия (рис. 3), толщина которого не менее 1 мкм (рис. 3, б).

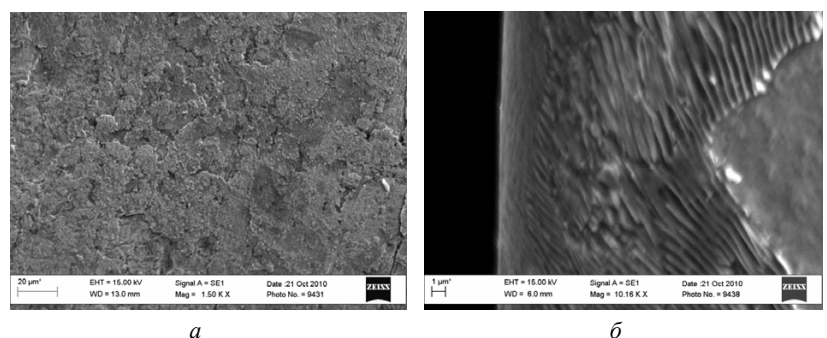


Рис. 3. Экспериментальный образец с покрытием:
 а – поверхность образца; б – поперечный шлиф образца

Оценка износостойкости по величине потери массы экспериментальных образцов показала, что наличие медного слоя на поверхности обеспечивает снижение износа до 35 % по сравнению с обкатанными деталями без нанесенного медного покрытия (средняя величина износа составила 21,3 и 13,8 мг для образцов без покрытия и с медным покрытием соответственно).

Выводы

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования позволяют сделать следующие выводы:

- при обкатывании с гидроприводом наличие микродисперсных частиц в технологической жидкости обуславливает возможность их внедрения в поверхностный слой изделия. Определены ограничения при подборе размера частиц для реализации обработки;
- введение в технологическую жидкость солей металлов, в частности меди, обеспечивает

формирование на обрабатываемой поверхности металлического покрытия, улучшающего эксплуатационные свойства изделий, в частности износостойкость;

– практически показана возможность, одновременно с известным фактом упрочнения, при обкатывании с гидроприводом модифицировать поверхностный слой изделий, расширяя технологические возможности данного метода обработки.

Список литературы

1. *Беляев В.Н., Жарков А.С., Татаркин Е.Ю.* Улучшение шероховатости и твердости поверхностного слоя деталей при обкатывании с гидроприводом введением наночастиц углерода в зону обработки // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1. – С. 37–40.
2. *Сорокин В.М.* Комбинированная антифрикционно-упрочняющая обработка деталей машин. – Горький: ВСНТО, 1985. – 92 с.
3. *Гаркунов Д.Н.* Триботехника. – М.: Машиностроение, 1985. – 424 с.

Modification surface at rolling with drive

Belyaev V.N., Nozhkin I.S., Khamritelev S.S.,
Golovin E.D., Butilenkova O.A.

Research results of rolling parts with a deforming ball through a liquid layer have been presented. The possibility of introduction of microdisperse particles in a surface, and also increases in parts wear-resistance by applying copper coatings during strengthening treatment when rolling with hydraulic drive has been shown.

Key words: rolling, modification, microparticle.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АБРАЗИВНОГО ИНСТРУМЕНТА НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКЕ*

А.В. ЛОБУНЕЦ, аспирант

(БТИ Алт ГТУ, г. Бийск)

В.Н. БЕЛЯЕВ, нач. лаборатории, канд. техн. наук, доцент

(ОАО «ФНПЦ «Алтай», г. Бийск)

Н.С. БЕЛОУСОВА, канд. техн. наук, доцент

Д.О. МУЛЬ, аспирант

(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Лобунец А.В. – 659305, г. Бийск, ул. Трофимова, 27,

Бийский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО АлтГТУ, e-mail: mrsi@bti.secna.ru

Представлены результаты исследований по обеспечению качества электрохимических никелевых покрытий, применяемых при производстве абразивного инструмента на металлической связке.

Ключевые слова: покрытие, ультрадисперсные алмазы, структура.

Введение

При изготовлении абразивного инструмента на металлической связке с использованием электрохимически осажденного металла сталкиваются с явлением экранирования. Данное явление возникает в результате недостаточной рассеивающей способностью электролита в зоне, находящейся вблизи абразивного зерна. Вследствие чего вокруг абразивных частиц образуются пустоты (рис. 1), приводящие к снижению адгезии зерен. Как следствие, происходит снижение стойкости абразивного инструмента на металлической связке.

Бороться с этим негативным явлением изменением одних технологических параметров, таких как температура, перемешивание, сила тока, в достаточной мере невозможно, поэтому для улучшения качества электрохимических покрытий в состав электролитов вводят различные дисперсные вещества¹, которые влияют на процесс кристаллизации металлов из электролитов. Одно из таких веществ – ультрадисперсный алмаз детонационного синтеза (УДА).

¹ Абразивосодержащие электрохимические покрытия / Е.Л. Прудников, Т.М. Дуда, А.С. Зарицкий. – Киев: Наукова думка, 1985. – 216 с.

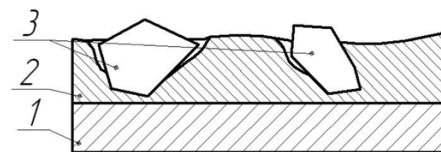


Рис. 1. Пустоты в области абразивных зерен:

1 – подложка; 2 – электрохимическое никелевое покрытие; 3 – абразивные зерна

С учетом вышесказанного была сформулирована цель исследований – определить влияние УДА на структуру и свойства никелевых электрохимических покрытий, применяемых при изготовлении абразивного инструмента для обеспечения требуемого качества изделий.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи.

1. Исследовать влияние концентрации УДА на структуру и свойства никелевых покрытий.
2. Установить влияние УДА на рассеивающую способность электролита при изготовлении инструмента на металлической связке.

Методы и средства исследования

Осаждение покрытий производили из сульфатного электролита никелирования (см. таблицу), содержащего ультрадисперсный алмаз марки УДА-В производства ОАО «ФНПЦ «Алтай».

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253

Состав электролита

Компоненты	Содержание, г/л
Сульфат никеля	250
Хлорид никеля	50
Янтарная кислота	30

Для получения зависимости влияния структуры, свойств и рассеивающей способности электролита были получены никелевые покрытия на стальных образцах. При изготовлении абразивного инструмента использовался алмаз синтетический марки АС-15 и электрокорунд марки 16А. Концентрация УДА в электролите варьировалась в пределах 0...25 г/л.

Металлографические исследования проводились методами растровой электронной микроскопии на приборах Carl Zeiss EVO50 XVP и JSM-840. Средний размер зерен покрытия определяли с помощью фрактального анализа фотографий структуры с использованием программы «Фрактал». Микротвердость покрытий измеряли в соответствии с ГОСТ 9450–76.

Результаты и обсуждения

Для подтверждения влияния УДА на структуру и свойства никелевых покрытий были получены изображения структуры никелевых покрытий, оса-

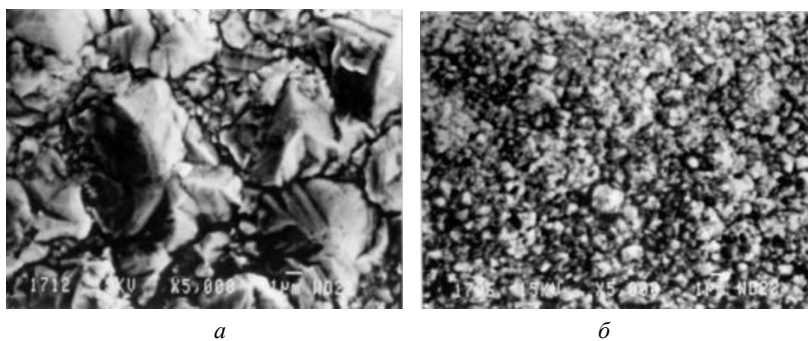


Рис. 2. Структура никелевых покрытий: а – покрытие без УДА; б – покрытие с УДА

жденных из электролитов никелирования в присутствии УДА и без него (рис. 2). Анализируя данные изображения, можно заметить, что покрытия без УДА характеризуются наличием крупноразмерной структуры, зерен разного размера с четко выраженной границей. Покрытия, полученные при введении в электролит УДА, имеют более мелкозернистую структуру, что свидетельствует о том, что УДА способствует появлению большего числа центров кристаллизации.

Для исследования влияния УДА на процесс наращивания абразивных зерен были получены об-

разцы с прикрепленными зернами синтетического алмаза марки АС-15 и электрокорунда марки 16А (рис. 3).

Анализируя полученные данные, можно заметить, что покрытие, нанесенное из электролита с ультрадисперсным алмазом, более плотно охватывает абразивную частицу вследствие положительного влияния УДА на рассеивающую способность электролита никелирования.

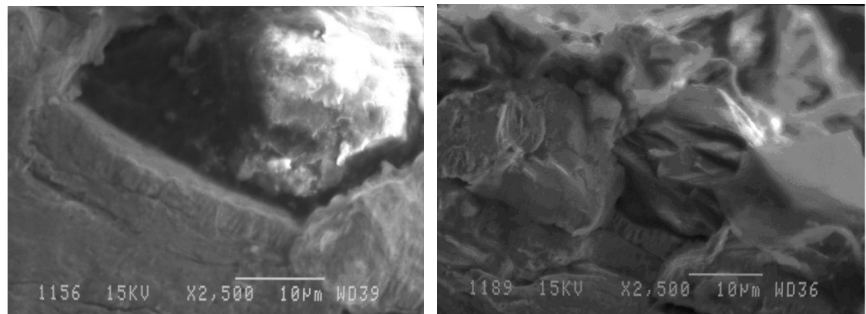


Рис. 3. Абразивные частицы, закрепленные никелевой матрицей: а – без УДА; б – с УДА

Концентрация УДА в электролите также оказывает влияние на процесс нанесения покрытия. Так, с повышением концентрации УДА от 5 до 20 г/л уменьшается размер зерен с 6 до 2 мкм. Увеличение концентрации более 20 г/л нецелесообразно, так как не дает дальнейшего уменьшения размера зерен и экономически невыгодно (рис. 4).

Увеличение плотности тока приводит к увеличению скорости подвода ионов, уменьшая размер зерен покрытия. Дальнейшее увеличение плотности тока приводит к снижению концентрации ионов никеля в прикатодном слое. Введение УДА частично

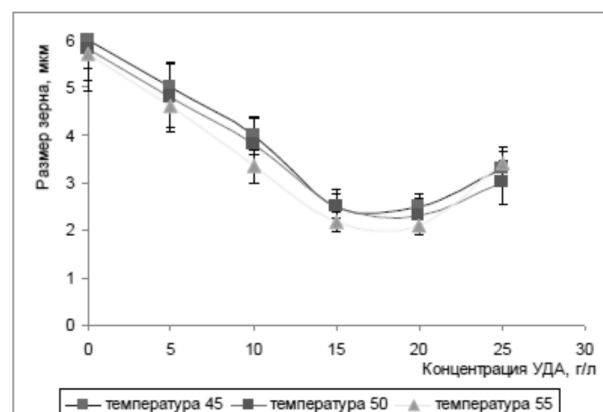


Рис. 4. Зависимость размера зерна от концентрации УДА в электролите

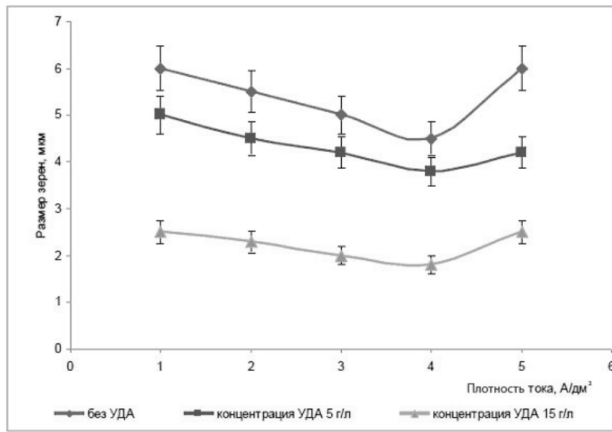


Рис. 5. Зависимость размера зерна от плотности тока

компенсирует негативное воздействие при увеличении плотности тока (рис. 5).

Вывод

Ультрадисперсный алмаз положительно влияет на процесс кристаллизации никеля при изготовлении инструмента на металлической связке. Благодаря своим свойствам введенный в электролит УДА способствует уменьшению размера зерен покрытий, а следовательно, повышению эксплуатационной характеристики абразивного инструмента на металлической связке. УДА также способствует повышению рассеивающей способности электролита, позволяя более надежно прикреплять абразивные зерна к инструменту.

Ensuring quality of electrochemical nickel coatings applied by production of the abrasive tool on the metal sheaf

Lobunets A.V., Belyaev V.N., Belousova N.S., Mul' D.O.

In work results of researches on ensuring quality of electrochemical nickel coatings applied are presented by production of the abrasive tool on a metal sheaf.

Key words: coatings, ultradispers diamond, structure.

РЕЖИМЫ АКТИВАЦИИ ПОРОШКОВ МЕДИ И ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ*

Н.В. МАРТЮШЕВ, канд. техн. наук

*А.Г. МЕЛЬНИКОВ, канд. техн. наук
(ТПУ, г. Томск)*

С.В. ВЕСЕЛОВ, канд. техн. наук

*Д.С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

*И.В. СЕМЕНКОВ, аспирант
(ТПУ, г. Томск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Мартюшев Н.В. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,
Томский политехнический университет, e-mail: martjushev@tpu.ru

Представлены сведения о результатах активации смеси порошков в планетарной шаровой мельнице при различных режимах обработки. Для исследований были выбраны порошки оксида алюминия и меди. Варьировалось соотношение масс исходных порошков и время обработки в шаровой мельнице. Результаты показали, что увеличение времени обработки приводит к измельчению частиц порошков и внедрению частиц более твердого порошка оксида алюминия в частицы меди. Изменения фазового состава порошков в процессе активации не происходит. Агломерации частиц при времени обработки до 5 мин также не наблюдается.

Ключевые слова: медь, бронза, кристаллизация, скорость охлаждения, циклическая долговечность, свинцовые включения.

В современной промышленности широко применяются медные сплавы. Наиболее распространенными из них являются бронзы и латуни. Эти материалы известны своими высокими антифрикционными свойствами. Часто для улучшения антифрикционных свойств и обрабатываемости резанием бронз и латуней в них вводят свинец. Не взаимодействуя с другими фазами этих сплавов, свинец образует отдельные включения. Прочность таких включений по сравнению с медной матрицей очень низкая. Поэтому наряду с положительным действием – снижением коэффициента трения такие включения будут снижать прочностные свойства. Снижение прочностных свойств ограничивает сферу применения таких бронз. Их, как правило, заменяют более прочными материалами, но с более высоким коэффициентом трения. Одним из современных способов повышения прочностных свойств литых антифрикционных марок бронз является модифицирование расплава ультрадисперсными порошками.

Легирование расплавов нанопорошками металлов и химических соединений металлов является новым этапом в разработке высокопрочных материалов в современном материаловедении. Значитель-

ное количество уже проведенных работ показывает, что введение небольшого количества нанопорошков перед процессом кристаллизации в расплав позволяет существенно увеличить прочностные свойства отливок [1, 2]. Такое модифицирование медных сплавов перспективно сразу с нескольких точек зрения. Во-первых, введенные в расплав частицы нанопорошков служат центрами кристаллизации. В результате микроструктура отливок получится мелкозернистой. Такая мелкозернистая структура будет обладать более высокими прочностными свойствами в сравнении с обычной микроструктурой. Во-вторых, введение дополнительных частиц нанопорошка – зародышей зерен позволит сузить температурный интервал кристаллизации сплава. Тем самым достигается снижение усадочной пористости отливки. Отливка становится более плотной с меньшим количеством дефектов. Это приводит к росту прочностных свойств. В-третьих, частицы нанопорошка оксидов и нитридов металлов обладают высокой температурой плавления и высокой твердостью. Они не растворятся в объеме отливки и останутся в виде наноразмерных включений. В процессе пластической деформации такие включения будут являться препятствием для течения дислока-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

ций. Таким образом, равномерно распределенные частицы будут создавать дисперсионное упрочнение отливки. Кроме того, рост прочности матрицы может давать улучшение антифрикционных свойств (снижение коэффициента трения и уменьшение износа).

Легирование расплавов нанопорошками сопряжено с рядом проблем. В качестве материала для модифицирования бронзовых сплавов целесообразно использовать оксиды металлов (ZrO_2 , Al_2O_3). В отличие от нанопорошков чистых металлов эти оксиды и нитриды имеют очень высокую температуру плавления, высокую твердость, низкую себестоимость и их легче транспортировать. Но тугоплавкие частицы оксидов не смачиваются расплавом металла. Это приводит к тому, что порошок либо всплывает на поверхность расплава, либо неравномерно распределяется по отливке. Повышения прочностных и триботехнических свойств в таком случае не происходит. Решением данной проблемы может стать предварительная активация порошка в шаровых металлических мельницах. Такая активация дополнительно размалывает частицы порошка и создает положительный заряд на поверхности частиц [3]. Благодаря этому заряду частицы должны смачиваться расплавом бронзы, не всплывать на поверхность и равномерно распределяться по всему объему. Проведенные ранее автором исследования [4] показывают, что для получения максимального эффекта легирования порошок необходимо вводить в расплав перед самой разливкой в виде медной лигатуры (уже распределенном в большом количестве в небольшом образце меди). Исходя из этого для обеспечения лучшего смачивания частиц порошка расплавом целесообразно при механической активации в тугоплавкий порошок оксидов добавить порошок меди.

При последующем модифицировании подобным образом активированным порошком бронзового расплава в значительной мере на этот процесс будут влиять фазовый состав порошка, его структура. В свою очередь, фазовый состав и итоговая структура будут определяться режимами работы шаровой мельницы. В современной литературе данные о влиянии режимов работы установки активации на параметры перемешиваемых порошков освещены слабо. В данной работе авторами были проведены исследования изменений, происходящих в структуре порошка, активированного в шаровой мельнице, в зависимости от режимов активизации.

Для исследований были взяты ультрадисперсный порошок оксида алюминия со средним размером частиц ~ 5 мкм, полученный плазмохимическим способом, и порошок меди со средним размером частиц $\sim 0,07$ мм. Выбор в качестве материала ультра-

дисперсного порошка оксида алюминия обусловлен его высокой температурой плавления – 2040 °С и низкой себестоимостью. Перемешивание и активацию порошков проводили в планетарной шаровой мельнице Активатор-2SL. При активации частота вращения планетарного диска с барабанами составляла 600 об/мин. Общий вес обрабатываемых порошков за одну загрузку составлял 50 г. При активации изменяли время и массовое соотношение порошков. После обработки было произведено исследование фазового состава порошков, формы и размеров частиц. Фазовый состав определялся с помощью рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA. Анализ морфологии, среднего размера частиц и их формы производился по фотографиям, сделанным с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50 с микроанализатором EDS X-Act (Oxford Instruments). Расчет среднего размера частиц производился с помощью программных средств и методик, изложенных в [5].

Для изучения влияния режимов работы шаровой мельницы на параметры обработанных порошков были взяты четыре смеси порошков оксида алюминия и меди в разных соотношениях (по массе): 50 % Al_2O_3 – 50 % Cu; 25 % Al_2O_3 – 75 % Cu; 15 % Al_2O_3 – 85 % Cu; 5 % Al_2O_3 – 95 % Cu. Каждая смесь подвергалась активации в мельнице в течение 1, 2,5 и 5 мин. Увеличение времени обработки от 5 до 10 мин приводит к агломерации порошка. При времени обработки более 10 мин порошок налипает на стенки барабана и дальнейшая обработка нецелесообразна. Перед проведением испытаний был выполнен анализ рентгенограмм исходных порошков. Так, порошок оксида алюминия состоит из шести фаз (рис. 1), медный порошок содержит α -фазу меди с ГЦК-решеткой и небольшое количество оксида меди. После активации порошков их фазовый состав в смесях не изменился. На рентгенограмме пики фаз оксида алюминия наложились на пики меди и ее оксида. Новых фаз в смесях не образовалось (рис. 2).

Анализ фотографий, сделанных на растровом электронном микроскопе, показал, что обработка порошков в шаровой мельнице сильно изменяет морфологию частиц меди. Частицы меди на фотографиях выглядят более светлыми, частицы оксида алюминия – темно-серыми. С увеличением времени обработки частицы меди становятся меньше. Так, при перемешивании в течение минуты их размер меняется с 70 до 52 мкм (рис. 3, а), 2,5 мин ~ 39 мкм (рис. 3, б) и 5 мин ~ 31 мкм (рис. 3, в). Изменения размеров частиц оксида алюминия при этом не происходило. Вместе с тем при времени обработки в 1 мин частицы оксида алюминия равномерно покрывают более крупные частицы меди.

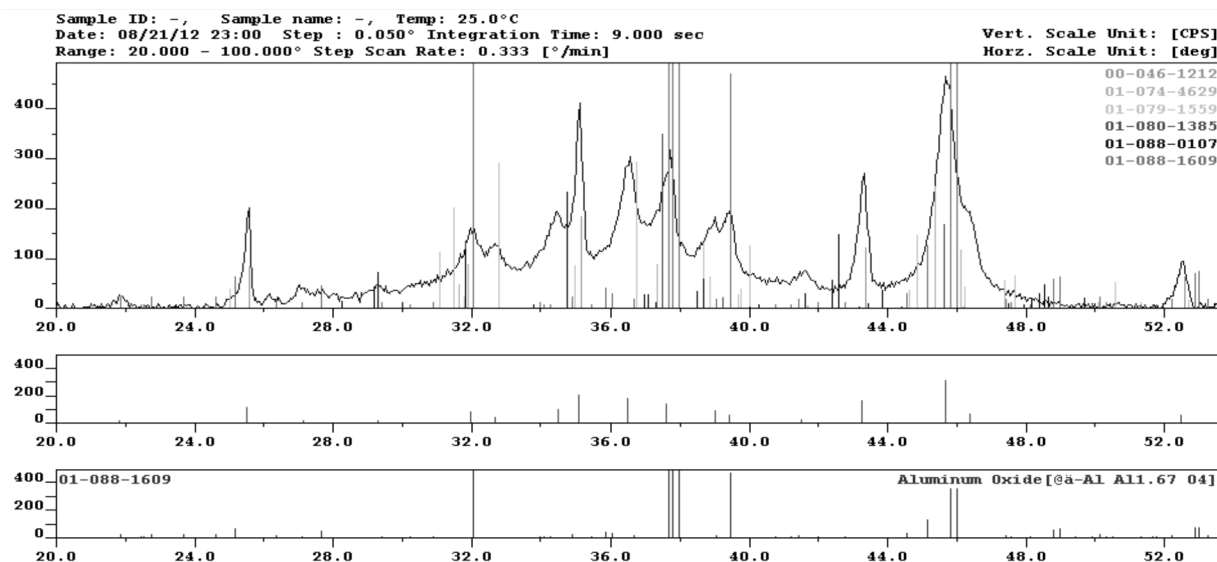


Рис. 1. Данные рентгенофазового анализа образца порошка оксида алюминия, полученного плазмохимическим способом

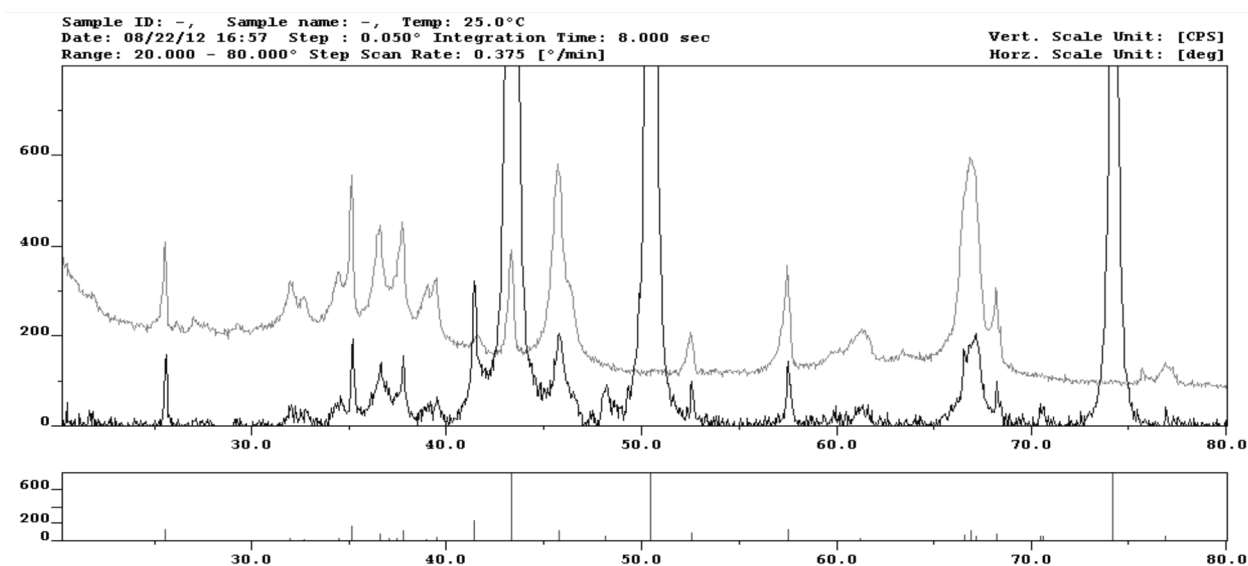


Рис. 2. Данные рентгенофазового анализа смеси порошков оксида алюминия (50 %) и меди (50 %) после обработки в шаровой мельнице (5 мин)

При увеличении времени обработки до 2,5 мин происходит внедрение частиц оксида алюминия в частицы меди. Рост времени обработки до 5 мин еще более увеличивает число внедренных частиц оксида алюминия, при этом число частиц на поверхности меди значительно сокращается. Из рис. 3, з видно, что увеличение времени обработки до 5 мин приводит к активации поверхности частиц оксида алюминия, и медь начинает равномерно располагаться на поверхности более твердых частиц порошка оксида алюминия. Равномерное обволакивание частиц оксида алюминия позволит обеспечить смачиваемость порошка расплавом бронзы. Измельчение части порошка меди с внедренными частицами позволит увеличить число центров кристаллизации при модифицировании.

Таким образом, обработка смеси из порошков меди и оксида алюминия в шаровой мельнице приводит к значительному измельчению частиц порошка меди, размеры частиц оксида алюминия остаются практически неизменными. В результате обработки фазовый состав порошков не изменяется, никаких химических реакций между ними не происходит. На основании проведенных исследований можно сказать о том, что увеличение времени обработки порошков приводит к внедрению твердых частиц оксида алюминия в более мягкие частицы меди.

Представленные в статье исследования были выполнены при поддержке ОАО «НИИПП» в рамках постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года «О мерах государственной поддержки раз-

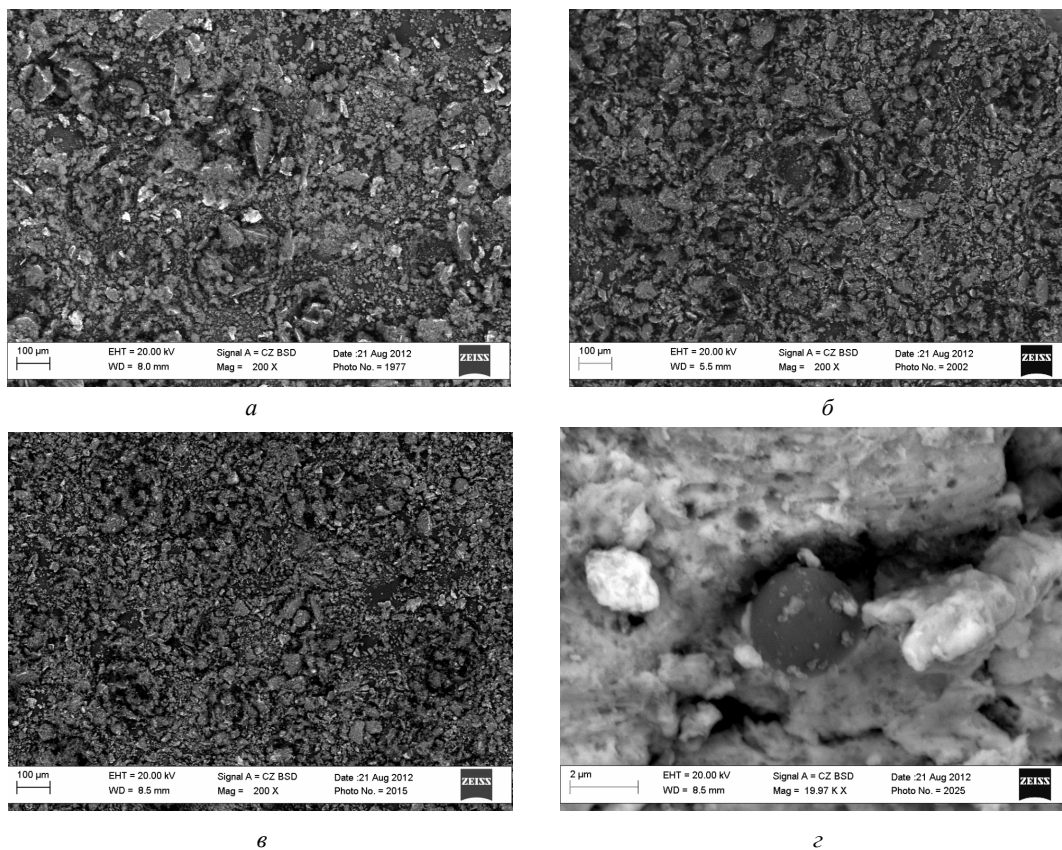


Рис. 3. Фрактограммы:

а – смеси порошков оксида алюминия (50 %) и меди (50 %) после обработки в шаровой мельнице (1 мин); *б* – смеси порошков оксида алюминия (50 %) и меди (50 %) после обработки в шаровой мельнице (2,5 мин); *в, г* – смеси порошков оксида алюминия (50 %) и меди (50 %) после обработки в шаровой мельнице (5 мин)

вития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства».

Список литературы

1. Крушенко Г.Г., Москвичев В.В., Буров А.Е. Применение нанопорошков химических соединений при производстве металлоизделий // Тяжелое машиностроение. – 2006. – № 9. – С. 22–25.
2. Коротаева З.А. Получение ультрадисперсных порошков механохимическим способом и их применение для модифицирования материалов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск.: ИХТМ СО РАН, 2008. – 22 с.

3. Сабуров В.П., Миннеханов Г.П. Применение ЭУДП для модифицирования сталей и никелевых сплавов // Тезисы докладов Российской конференции «Получение, свойства и применение энергонасыщенных ультрадисперсных порошков металлов и их соединений». – Томск: ТПУ, 1993. – С. 60–61.

4. Мартюшев Н.В. Улучшение свойств бронз, содержащих свинец, их легированием и микролегированием // Металлургия машиностроения. – 2011. – № 3. – С. 40–44.

5. Мартюшев Н.В. Программные средства для автоматического металлографического анализа // Современные проблемы науки и образования. – 2012. – № 5. – С. 1–6. – Режим доступа: <http://www.science-education.ru/105-r6745>

Activation modes of copper and aluminum oxide powders in a spherical mill

N.V. Martyushev, A.G. Melnikov, S.V. Veselov, D.S. Terentyev, I.V. Semenov

In this work data on results of powders mix activation in a planetary spherical mill are presented at various modes of processing. For researches were chosen powders of aluminum oxide and copper. The ratio of initial powders mass and processing time in a spherical mill varied. Results showed that the increase in time of processing leads to powders particles crushing and introduction of firmer aluminum oxide powder particles in copper particles. Changes of powders phase structure in the activation course don't occur. Particles agglomerations at processing time till 5 minutes also it is not observed.

Key words: Copper, aluminum oxide, ultradisperse powders, activation, spherical mill, crushing, modifying.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМБИНИРОВАННОЙ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ХРОМОВЫХ И НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ*

*А. Ю. КОЗЛЮК, канд. техн. наук, доцент
М. О. КУРЕПИН, аспирант
(БТИ Алт ГТУ, г. Бийск)
А. Г. ТЮРИН, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Козлюк А. Ю. – 659305, Бийск, ул. Трофимова, 27, Бийский технологический институт Алтайского государственного технического университета, e-mail: pbuk@bti.secna.ru

Предложен метод для повышения износостойкости и микротвердости металлических и металлоалмазных покрытий, основанный на воздействии импульсного магнитного поля высокой напряженности. Максимальное снижение внутренних остаточных напряжений и увеличение микротвердости обеспечивает предварительный нагрев изделий с покрытиями током высокой частоты и импульсное магнитное поле с напряженностью, достаточной для полного магнитного насыщения ферромагнитных покрытий или основного материала изделий.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка, остаточные напряжения, микротвердость, металлоалмазные покрытия, хромовые покрытия, никелевые покрытия, упрочнение поверхностного слоя.

Введение

В настоящее время в производстве широко распространены технологии металлоалмазных гальванических покрытий различных деталей и инструментов с целью придания их поверхностям свойств, характерных для покрываемых материалов. Несмотря на очевидные достоинства металлоалмазных покрытий существует ряд недостатков, которые обусловлены процессами электролитического осаждения металлов. Например, усадка металла, сопровождающаяся изменением линейных размеров, что свидетельствует о наличии в металлоалмазном покрытии растягивающих напряжений; недостаточная прочность сцепления основного металла с покрытием; эффект водородной хрупкости. Для исключения (уменьшения) недостатков металлоалмазных покрытий предлагается использовать дополнительную обработку на основе физического модифицирования поверхностей металлоалмазных покрытий импульсным магнитным полем с предварительным индукционным нагревом – комбинированную магнитно-импульсную обработку (КМИО). КМИО способствует повышению физико-механических свойств обрабатываемой поверхности и уменьшению внутренних остаточных и усталостных напряжений в структуре покрытия и покрываемого материала [1, 2].

Методика проведения исследований

В качестве объекта исследования использовались стальные образцы цилиндрической формы с хром-алмазными и никель-алмазными покрытиями до и после КМИО.

Подготовка образцов заключалась в нанесении металлоалмазных покрытий на цилиндрические образцы диаметром 20 и высотой 11 мм.

Для получения хром-алмазного покрытия использовался саморегулирующийся сульфатный электролит, а для получения никель-алмазного покрытия использовался стандартный серноокислый электролит (электролит Уотса) [3].

КМИО проводилась в полуавтоматическом режиме в следующей последовательности:

- 1) установка образцов в приспособление для КМИО (рис. 1);
- 2) фиксация образцов относительно индуктора тока высокой частоты, нагрев до температуры 250 °С (температура поверхностного слоя определялась с помощью оптического пирометра);
- 3) перемещение образцов в рабочую зону концентратора магнитного поля;
- 4) воздействие на образцы единичного импульса магнитного поля длительностью 0,007 с и максимальным амплитудным значением напряженности

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253.

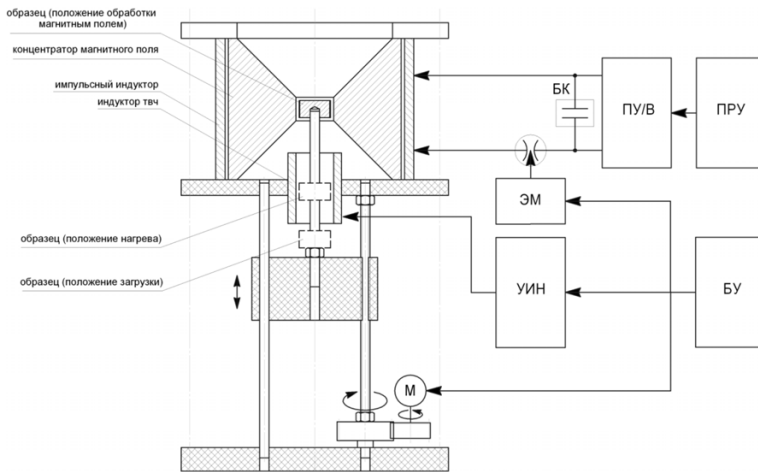


Рис. 1. Схема установки и приспособления для КМИО

ПРУ – пускорегулирующее устройство; ПУ/В – повышающее устройство и выпрямитель; ЭМ – электромагнит; УИН – установка индукционного нагрева; БУ – блок управления; БК – батарея конденсаторов, М – мотор

магнитного поля $3,95 \cdot 10^6$ А/м (напряженность импульса магнитного поля индуктора определялась индукционным датчиком, совмещенным через интегрирующую цепочку с осциллографом);

5) перемещение образца в зону загрузки, снятие и выдержка образца на неметаллической подложке в течение 24 ч.

По окончании выдержки подготавливались поперечные микрошлифы обработанных и контрольных образцов для проведения дюрометрических испытаний, металлографических и рентгеноструктурных исследований.

Результаты исследований

Микротвердость поверхности и распределение микротвердости по глубине обработки определялись в соответствии с ГОСТ 25172-82 с помощью микротвердомера WolpertGroup 402MVD.

На рис. 2 приведен сравнительный график распределения микротвердости по глубине как необра-

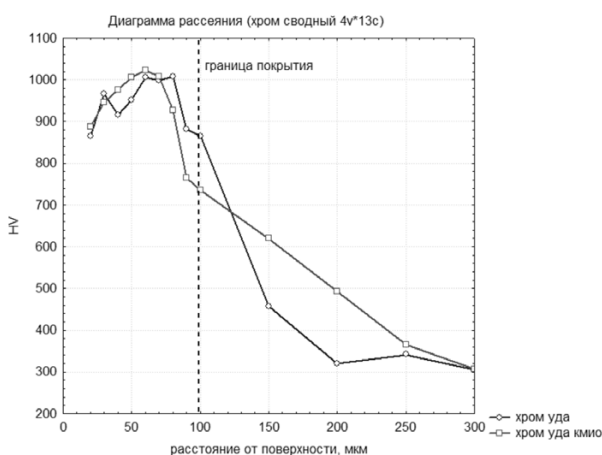


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине хром-алмазного покрытия до и после КМИО

ботанного образца с хром-алмазным покрытием, так и образца после КМИО.

Хром-алмазное покрытие в целом характеризуется высокой микротвердостью, в среднем 960 HV. Однако по мере приближения к поверхности подложки твердость уменьшается. Средняя микротвердость подложки составляет 320 HV. Образец, прошедший КМИО, показал повышенную микротвердость подложки вблизи границы раздела на глубину около 25 мкм, что свидетельствует о наличии микроструктурного упрочнения за счет проникновения импульса магнитного поля в приповерхностную область ферромагнитного материала подложки. Изменений микротвердости самого хромового покрытия в целом не наблюдается ввиду парамагнитных свойств хрома при выбранной температуре КМИО (250 °С), однако по мере

приближения к подложке покрытия микротвердость увеличивается. Увеличение микротвердости хром-алмазного покрытия вблизи поверхности основного материала составляет в среднем 110 HV (см. рис. 2). Предположительно данное увеличение микротвердости возникает вследствие изменения напряженного состояния ферромагнитной основы покрытия в процессе КМИО за счет магнитоstrictionных напряжений, которые, в свою очередь, воздействуя на материал покрытия, приводят к увеличению плотности микроструктурных дефектов и, как показали дальнейшие исследования, к образованию микротрещин [3].

На рис. 3 представлены фотографии хром-алмазного покрытия после КМИО, сделанные в процессе оптической (рис. 3, а) и растрово-электронной (рис. 3, б) микроскопии, на которых наблюдается увеличение плотности микротрещин в покрытии по мере приближения к границе с основным материалом.

На рис. 4 приведен аналогичный сравнительный график распределения микротвердости по глубине для никель-алмазных покрытий.

Никель-алмазное покрытие без КМИО в целом характеризуется средним значением – 389 HV и яв-

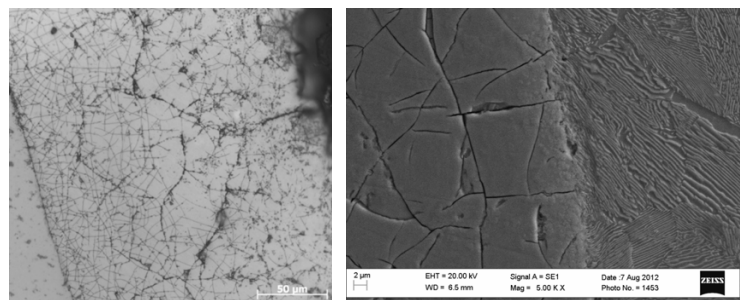


Рис. 3. Поверхность хром-алмазного покрытия после КМИО: а – при увеличении $\times 700$; б – при увеличении $\times 5000$

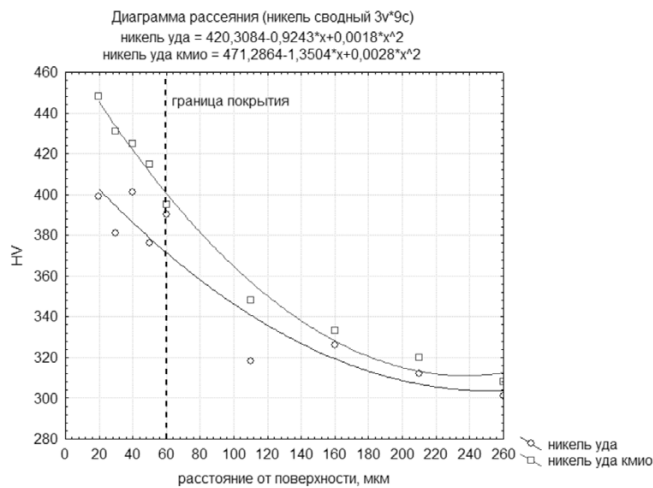


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине никель-алмазного покрытия до и после КМИО

ляется сравнительно однородным по твердости. Микротвердость как никель-алмазного покрытия, так и подложки после КМИО незначительно увеличивается, что является признаком протекающих микроструктурных изменений в процессе обработки. Никель является ферромагнитным материалом, который поглощает энергию магнитного поля, что объясняет только незначительное увеличение микротвердости приповерхностной области подложки по сравнению с хром-алмазным покрытием. Также это подтверждается наличием микроструктурных изменений в самом покрытии, приводящим к увеличению поверхностной микротвердости никель-алмазного покрытия после КМИО в среднем на 50 HV.

Выводы

1. Существует возможность управляемого повышения эксплуатационных показателей металлических и металлоалмазных покрытий ферромагнитных инструментальных и конструкционных сталей, а также других изделий на основе композиционных ферромагнитных материалов методом КМИО.

Research of influence of the combined magnitno-pulse processing on structure and properties of chromic and nickel coverings

A.Yu. Kozluk, M. O. Kuperin, A.G. Tuirin

The method for increase of wear resistance and microhardness metal and the metal-diamond of coverings based on influence of a pulse magnetic field of a high tension is offered. The maximum decrease in internal residual pressure and microhardness increase provides preliminary heating of products with coverings a current of high frequency and a pulse magnetic field with intensity, sufficient for full magnetic saturation of ferromagnetic coverings or the basic material of products.

Key words: magnitno-pulse processing, residual pressure, microhardness, covering metal-diamond, chromic coverings, nickel coverings, blanket hardening.

2. Механизм модификации физических свойств металлических и металлоалмазных покрытий ферромагнитных материалов при КМИО предположительно основан на субструктурном упрочнении вследствие пластической деформации ферромагнитного материала покрытия и/или основного материала за счет магнитоstrictionных напряжений, возникающих из-за проникновения магнитного поля в приповерхностные слои. Пластическая деформация повышает плотность дислокаций и точечных дефектов в материале, что сопровождается изменением твердости и износостойкости поверхностного слоя и приводит к изменению напряженного состояния поверхностного слоя.

3. В результате КМИО хром-алмазных и никель-алмазных покрытий изменяются их физико-механические свойства, в частности, незначительно повышается микротвердость никель-алмазного покрытия по всей глубине (50 HV), а также микротвердость ферромагнитной подложки покрытия (до 200 HV).

Разработанные технико-технологические средства могут в дальнейшем стать основой для создания заводских технологий изготовления деталей и инструментов с металлическими и металлоалмазными покрытиями с повышенными эксплуатационными показателями.

Список литературы

1. Патент РФ № 2339704 / Овчаренко А.Г., Козлюк А.Ю. Способ комбинированной магнитно-импульсной обработки поверхностей инструментов и деталей машин // Бюл. № 33. – 2008. – 6 с.
2. Овчаренко А.Г., Козлюк А.Ю. Эффективная магнитно-импульсная обработка режущего инструмента // Обработка металлов. – 2009. – № 1. – С. 4–7.
3. Гальванические покрытия в машиностроении. Справочник. В двух т. / под ред М.А. Шлугера. – М.: Машиностроение, 1985 – Т. 1. – 240 с.
4. Малыгин Б.В. Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин. – М.: Машиностроение, 1989. – 112 с.

РАСЧЕТНЫЕ МОДЕЛИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОСЛЕ УПРОЧНЕНИЯ СПОСОБАМИ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ*

*М.С. МАХАЛОВ, канд. техн. наук
(КузГТУ, г. Кемерово)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Махалов М.С. – 650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28,
Кузбасский государственный технический университет, e-mail: maxim_ste@mail.ru

Представлены расчетные модели прогнозирования распределения тензора остаточных напряжений (ОН) по глубине поверхностного слоя (ПС) после упрочняющей обработки способами поверхностного пластического деформирования (ППД) и размерного совмещенного обкатывания (РСО), полученные моделированием методом конечных элементов (МКЭ). Выявлены взаимосвязи компонентов тензора ОН по глубине ПС с основными технологическими параметрами упрочняющей обработки ППД и РСО. Выполнен сравнительный анализ распределения компонентов тензора ОН после упрочняющей обработки представленными способами.

Ключевые слова: остаточные напряжения, поверхностный слой, упрочняющая обработка, поверхностное пластическое деформирование, размерное совмещенное обкатывание.

Известно, что остаточные напряжения (ОН) являются одним из ключевых параметров качества поверхностного слоя (ПС) ответственных деталей машин при различных видах знакопеременных эксплуатационных нагрузок. При этом важную роль играет как величина, так и характер распределения сжимающих ОН по глубине ПС.

Широкими возможностями по созданию в ПС благоприятных сжимающих ОН, близких по величине к пределу текучести металла, обладают способы упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД). К ним относятся, в частности, традиционное ППД роликом и являющийся его развитием способ размерного совмещенного обкатывания (РСО) [1–3].

К настоящему времени известно и используется значительное число методик экспериментального определения остаточных напряжений, большая часть из которых основана на послойном удалении поверхностного слоя металла детали и измерении остаточных деформаций с последующим расчетом величины ОН. При этом большинство методик трудоемки и не позволяют оперативно определять распределение ОН по глубине упрочненного ПС деталей машин.

Учитывая сказанное, перспективным направлением представляется разработка расчетного аппа-

рата, позволяющего прогнозировать формирование ОН после упрочняющей обработки без проведения трудоемких экспериментальных исследований. В настоящей работе рассмотрены модели, отражающие точку зрения автора на решение этой проблемы.

Для разработки расчетного аппарата в работах [2, 3] было проведено моделирование напряженно-деформированного состояния (НДС) очага деформации (ОД) методом конечных элементов (МКЭ) и выполнены расчеты ОН упрочненного ПС детали после обработки ППД и РСО. Результаты моделирования ОН после обработки ППД представлены в работе [2], а ОН после упрочняющей обработки РСО – в работе [3].

Согласно теореме о разгрузке тензор остаточных напряжений представляет собой разность напряжений, возникающих в реальном упругопластическом теле при приложении нагрузки $[T\sigma_{\text{деф}}]$, и напряжений, которые возникали бы в идеально упругом теле при идентичном нагружении $[T\sigma_{\text{раз}}]$, суммированную с напряжениями упругой разгрузки при раскреплении детали $[T\sigma_{\text{раскр.дет}}]$ и упругими тепловыми напряжениями разгрузки $[T\sigma_{\text{т}}]$ [4]:

$$[T\sigma_{\text{ост}}]_{\text{РСО}} = [T\sigma_{\text{деф}}]_{\text{РСО}} - [T\sigma_{\text{раз}}]_{\text{РСО}} + [T\sigma_{\text{раскр.дет}}]_{\text{РСО}} + [T\sigma_{\text{т}}]_{\text{РСО}} \quad (1)$$

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253.



При моделировании были приняты следующие допущения:

1. Тензор напряжений упругой разгрузки при раскреплении детали был принят нулевым, поскольку на всех этапах выполнялся ряд условий, указанных А.Н. Овсеенко для обработки симметричных деталей [4].

2. Материал детали при изменении температуры проявляет линейные изотропные свойства, а возникающие тепловые деформации носят упругий характер.

3. Источником тепла является поверхностный слой, испытывающий пластическую деформацию.

4. Деталь имеет значительную по сравнению с очагом деформации длину, а нагреву подвергается та часть поверхностного слоя детали, которая находится в данный момент в контакте с инструментом.

5. Остаточные напряжения от механического воздействия формируются в зоне контакта с инструментом, имеющей отличную от остальной детали температуру.

6. Деталь, нагреваясь во время обработки, создает тепловые напряжения в направлении оси *x*, а в направлении оси *y* свободно расширяется, не создавая каких-либо напряжений.

7. Касательные напряжения не возникают, поскольку тепловое расширение носит линейный изотропный характер.

Таким образом, для плоскодеформированной постановки имеем:

$$[T\sigma_{ост}]_{xyz} = \begin{pmatrix} \sigma_x^{деф} - \sigma_x^{раз} - \sigma_x^0 & \sigma_{xy}^{деф} - \sigma_{xy}^{раз} & 0 \\ \sigma_{xy}^{деф} - \sigma_{xy}^{раз} & \sigma_y^{деф} - \sigma_y^{раз} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(\sigma_x^{деф} + \sigma_y^{деф}) - (\sigma_x^{раз} + \sigma_y^{раз}) - \sigma_x^0}{2} \end{pmatrix} \cdot (2)$$

Моделирование ОН осуществлялось поэтапно в соответствии с теоремой о разгрузке, что предполагало создание для каждой составляющей тензора геометрически идентичных конечно-элементных моделей, состоящих из обрабатываемой детали и инструментов.

Для выявления взаимосвязей полученного тензора ОН с технологическими режимами каждого из рассматриваемых способов обработки было проведено описание компонентов тензора в категориях координат характерных точек, абсциссы которых – собственно значения соответствующих компонент, а ординаты – глубины расположения точки от поверхности детали (рис. 1). Использование такого описания позволяет, зная значения напряжений и соответствующих им расстояний до поверхности в ключевых (характерных) точках, воспроизвести эпюры компонентов ОН по глубине поверхностного слоя.

В качестве характерных точек для каждого компонента ОН были приняты:

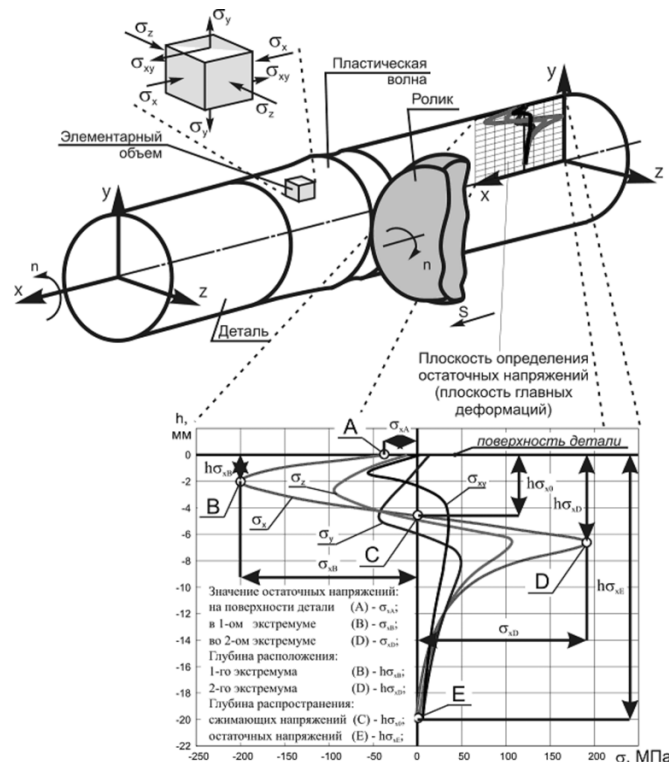


Рис. 1. Схема расположения характерных точек и распределения компонентов тензора ОН по глубине поверхностного слоя

- 1) напряжения на поверхности детали (точка А) – σ_A ;
- 2) напряжения в первом экстремуме (точка В) – σ_B ;
- 3) глубина расположения первого экстремума (точка В) – $h\sigma_B$;
- 4) глубина распространения сжимающих напряжений (точка С) – $h\sigma_0$;
- 5) напряжения во втором экстремуме (точка D) – σ_D ;
- 6) глубина расположения второго экстремума (точка D) – $h\sigma_D$;
- 7) глубина распространения ОН (точка E) – $h\sigma_{ост}$.

Известно, что при обработке различными способами ППД наибольшее влияние на циклическую долговечность имеет распределение напряжений в ПС толщиной 1–2 мм [5]. Поэтому выявление взаимосвязей значений компонентов напряжений и глубин их залегания с режимами осуществлялось в характерных точках А, В и С (рис. 1).

По данным В.Ю. Блюменштейна, основное влияние на величину и глубину распространения остаточных напряжений оказывают действительный натяг h_d , профильный радиус $R_{пр}$ ролика [1]. Эти факторы и были выбраны в качестве варьируемых при определении взаимосвязей.

Выявленные взаимосвязи компонентов тензора ОН в характерных точках с параметрами режима обработки для обоих способов представлены в табл. 1 (для ППД) и в табл. 2 (для РСО) [2–3].

Таблица 1

Взаимосвязи характерных точек компонентов ОН с параметрами режима обработки ППД (фрагмент)

Вид функции	Параметры		Условия	Коэффициенты		
	Функция (y)	Аргумент (x)		a	b	c
$y = ax^2 + bx + c$	σ_{xA} , МПа	R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	10,214	-158,79	403,58
			$h_d = 0,05$ мм	22,029	-310,97	642,55
			$h_d = 0,07$ мм	52,256	-687,84	1206,73
			$h_d = 0,1$ мм	8,267	-88,16	-485,3
	σ_{xD} , МПа	R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	19,07	-278,52	999,29
			$h_d = 0,05$ мм	29,82	-441,97	1608,27
	σ_{yA} , МПа	h_d , мм	$R_{np} = 1,6$ мм	2,22e5	-29326,28	578,66
			$R_{np} = 3$ мм	37484,72	-1183,86	29,66
			$R_{np} = 5$ мм	36669,43	-2850,45	62,22
		R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	-4,68	64,44	-170,2
			$h_d = 0,05$ мм	-14,67	201,07	-543,64
			$h_d = 0,07$ мм	-45,03	568,43	-1176,53
	σ_{yD} , МПа	h_d , мм	$R_{np} = 1,6$ мм	2,87e6	-2,46	5694,15
			$R_{np} = 3$ мм	51870,38	13616,89	-26,5
			$R_{np} = 5$ мм	73690,07	5772,13	145,66
			$R_{np} = 10$ мм	-20004,6	11774,37	-176,16
	σ_{zA} , МПа	R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	2,77	-47,2	116,73
			$h_d = 0,05$ мм	3,68	-54,95	49,45
			$h_d = 0,07$ мм	3,61	-59,7	15,1
			$h_d = 0,1$ мм	7,1	-103,77	53,6
σ_{zD} , МПа	h_d , мм	$R_{np} = 1,6$ мм	9,45e5	-65692,2	1747,54	
		$R_{np} = 3$ мм	1,14e5	-2305,82	263,25	
		$R_{np} = 5$ мм	83925,95	-2035,62	264,48	
		$R_{np} = 10$ мм	-37316,2	9700,82	-137,66	

Таблица 2

Взаимосвязи характерных точек компонентов ОН с параметрами режима обработки РСО (фрагмент)

Вид функции	Параметры		Условия	Коэффициенты			
	Функция (y)	Аргумент (x)		a	b	c	
$y = \exp(ax + b) + c$	σ_{xA} , кгс/мм ² (x10 МПа)	h_d , мм	$h_d < 0,24$ мм; $R_{np} = 3$ мм	-7,658	3,992	-26,933	
	σ_{xB} , кгс/мм ² (x10 МПа)			$R_{np} = 3$ мм	-5,061	3,744	-35,264
	$h\sigma_{xB}$, мм				-2,31	1,212	-3,829
	$h\sigma_{x0}$, мм	R_{np} , мм	$h_d = 0,1$ мм	-0,527	1,887	-3,816	
	σ_{yB} , кгс/мм ² (x10 МПа)		$h_d = 0,2$ мм	-0,275	1,695	-6,822	
	$h\sigma_{y0}$, мм	R_{np} , мм	$R_{np} = 3$ мм	-0,693	3,592	-9,026	
				-2,644	2,505	-12,318	
$y = a \ln(x) + b$	σ_{xA} , кгс/мм ² (x10 МПа)	h_d , мм	$h_d > 0,24$ мм; $R_{np} = 3$ мм	15,791	4,878	-	
	σ_{xB} , кгс/мм ² (x10 МПа)	R_{np} , мм	$h_d = 0,1$ мм	-7,862	2,211	-	
			$h_d = 0,2$ мм		-7,753	-	
	$h\sigma_{xB}$, мм	h_d , мм	$R_{np} = 3$ мм	$h_d = 0,1$ мм	-0,484	-0,31	-
	σ_{yA} , кгс/мм ² (x10 МПа)			$h_d = 0,2$ мм	-1,08	-0,295	-
	σ_{yB} , кгс/мм ² (x10 МПа)			1,588	3,824	-	
$y = ax + b$	σ_{xyA} , кгс/мм ² (x10 МПа)	R_{np} , мм	$h_d = 0,1$ мм	-0,194	2,907	-	
			$h_d = 0,2$ мм	-0,441	2,157	-	
	σ_{xyB} , кгс/мм ² (x10 МПа)	h_d , мм	$a_d = 0,05$ мм; $R_{np} = 3$ мм	-4,85	-4,782	-	
	$a_d = 0,1$ мм; $R_{np} = 3$ мм		-7,333	-4,423	-		

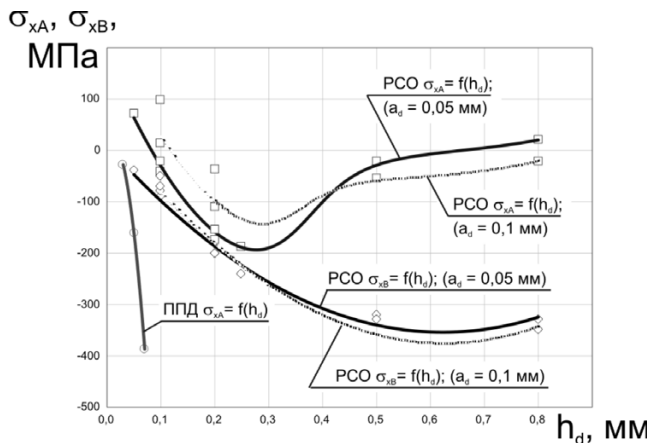


Рис. 2. Зависимости осевых остаточных напряжений на поверхности (σ_{xA}) и в первом экстремуме под поверхностью детали (σ_{xB}) от действительного натяга роликов h_d после обработки ППД и РСО ($R_{пр} = 3$ мм)

Установлено, что после обработки обоими способами с увеличением действительного натяга роликов сжимающие осевые остаточные напряжения на поверхности детали увеличиваются, что соответствует экспериментальным данным, которые получены для ППД другими авторами (рис. 2 и 3). Однако при обработке РСО при дальнейшем увеличении натяга наблюдается снижение сжимающих ОН, несмотря на значительно большие величины натяга роликов, свойственные этому способу. Это вызвано значительно возрастающей тепловой разгрузкой, в то время как осевые сжимающие напряжения в первом экстремуме продолжают возрастать (см. рис. 2 и 3).

Максимальные сжимающие осевые остаточные напряжения на поверхности детали при обработке ППД (до -400 МПа) примерно в два раза превышают значения, достигаемые для РСО (до -200 МПа). Однако можно отметить, что при максимально допустимых для каждого способа значениях действительного натяга сжимающие ОН на поверхности (для ППД) и в 1-м подповерхностном экстремуме (для РСО) имеют схожие значения, близкие к пределу текучести упрочненного металла.

Полученные результаты хорошо согласуются с результатами работ В.М. Смелянского и его учеников, согласно которым увеличение усилия обкатывания при ППД по упругой схеме либо натяга ролика при обработке ППД по жесткой схеме или РСО приводит к росту сжимающих ОН [5].

С увеличением действительного натяга глубина распространения осевых сжимающих ОН ($h_{\sigma x0}$) после ППД практически не изменяется, а после РСО увеличивается, достигая значений 10 мм при $R_{пр} = 3$ мм и $h_d = 0,8$ мм.

При изменении профильного радиуса ролика при обработке обоими способами обнаруживается неко-

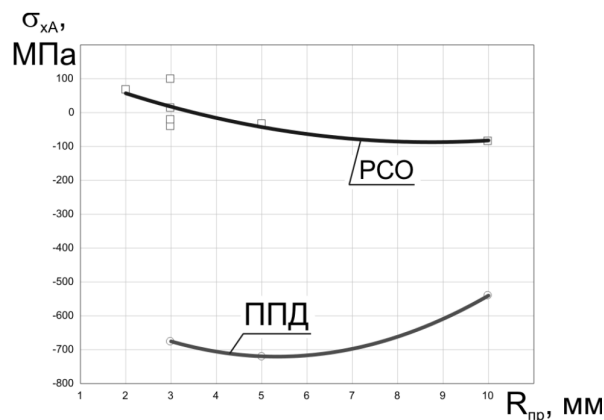


Рис. 3. Зависимости осевых остаточных напряжений на поверхности детали (σ_{xA}) от действительного натяга роликов h_d после обработки ППД и РСО ($R_{пр} = 5..10$ мм)

торый экстремум – значения, при которых сжимающие осевые ОН на поверхности имеют максимальные значения (рис. 4). Положение такого экстремума определяется ключевым для каждого из рассматриваемых способов параметром режима обработки – действительным натягом роликов (h_d), а также специфическим параметром режима, свойственным только РСО, – действительным зазором резца (a_d).

Качественное сравнение компонентов тензоров ОН для обоих способов приведено в табл. 3.

В сравнении с ОН после упрочняющей обработки ППД тензор ОН при РСО в целом имеет похожий характер распределения и характеризуется:

- значительно большей глубиной распространения сжимающих напряжений, достигающей 10 мм, против 1–3 мм при традиционном ППД;
- меньшими (до -250 МПа) значениями сжимающих остаточных напряжений на поверхности (при ППД величина таких напряжений приближается к пределу текучести упрочненного металла);
- меньшими (до 270 МПа) значениями растягивающих остаточных напряжений во втором экстремуме

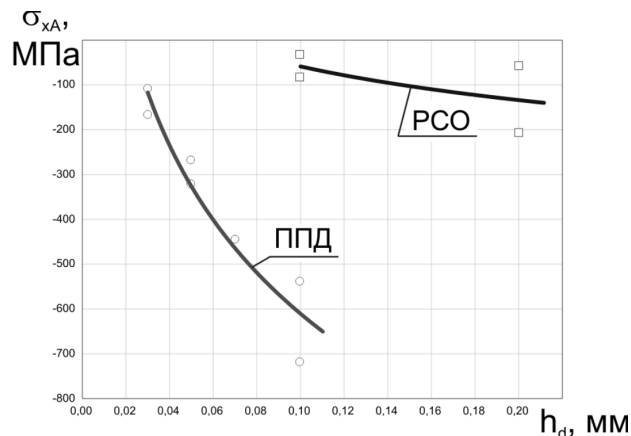


Рис. 4. Зависимости осевых ОН на поверхности (σ_{xA}) от профильного радиуса роликов $R_{пр}$ после обработки ППД и РСО ($h_d = 0,1$ мм)

Сравнение компонентов тензора ОН после обработки способами ППД и РСО в категориях координат характерных точек (см. рис. 1)

Параметр		Диапазон изменения параметра	
Название	Обозначение	ППД	РСО
Параметры режима обработки			
Профильный радиус роликов	$R_{\text{пр}}$, мм	1,6...10	2...10
Действительный натяг роликов	$h_{\text{д}}$, мм	0,03...0,1	0,1...0,8
Действительный зазор резца	$a_{\text{д}}$, мм	Отсутствует	0,05...0,4
Расчетный натяг роликов	$h_{\text{р}}$, мм	Отсутствует	0,15...0,85
Характерные точки эпюр компонентов тензора остаточных напряжений			
<i>Осевой компонент (σ_x)</i>			
Напряжения на поверхности детали	σ_{xA} , МПа	-700...+240	-210...+100
Напряжения в первом экстремуме	σ_{xB} , МПа	Экстремум отсутствует	-350...-30
Глубина расположения первого экстремума	$h\sigma_{xB}$, мм		0,67...3,33
Глубина распространения сжимающих ОН	$h\sigma_{x0}$, мм	0,1...1	1,5...10
Напряжения во втором экстремуме	σ_{xD} , МПа	+110...+1500	+45...+270
Глубина расположения второго экстремума	$h\sigma_{xD}$, мм	0,2...4,4	2,67...16,67
Глубина затухания	$h\sigma_{xE}$, мм	1,6...8,6	6...35
<i>Радиальный компонент (σ_y)</i>			
Напряжения на поверхности детали	σ_{yA} , МПа	-380...+140	0...+40
Напряжения в первом экстремуме	σ_{yB} , МПа	Экстремум отсутствует	-11...-90
Глубина расположения первого экстремума	$h\sigma_{yB}$, мм		1,33...5,33
Глубина распространения сжимающих ОН	$h\sigma_{y0}$, мм	0...0,4	1,5...11,6
Напряжения во втором экстремуме	σ_{yD} , МПа	+160...+2560	+30...+150
Глубина расположения второго экстремума	$h\sigma_{yD}$, мм	0,2...3,8	1,33...20
Глубина затухания	$h\sigma_{yE}$, мм	9...10	4,5...40
<i>Окружной (тангенциальный) компонент (σ_z)</i>			
Напряжения на поверхности детали	σ_{zA} , МПа	-290...+50	-100...+50
Напряжения в первом экстремуме	σ_{zB} , МПа	Экстремум отсутствует	-200...+70
Глубина расположения первого экстремума	$h\sigma_{zB}$, мм		0...4
Глубина распространения сжимающих ОН	$h\sigma_{z0}$, мм	0,15...0,8	1...10,4
Напряжения во втором экстремуме	σ_{zD} , МПа	+120...+1780	+35...+190
Глубина расположения второго экстремума	$h\sigma_{zD}$, мм	0,2...4,2	2...16,67
Глубина затухания	$h\sigma_{zE}$, мм	7...10	7...35
<i>Касательный компонент в плоскости главных деформаций (σ_{xy})</i>			
Напряжения на поверхности детали	σ_{xyA} , МПа	-120...+80	-20...+25
Напряжения в первом экстремуме	σ_{xyB} , МПа	экстремум отсутствует	-100...-50
Глубина расположения первого экстремума	$h\sigma_{xyB}$, мм		0,67...1,33
Глубина распространения сжимающих ОН	$h\sigma_{xy0}$, мм	0,2...0,6	2,2...5,66
Напряжения во втором экстремуме	σ_{xyD} , МПа	-1320...-85	+30...+85
Глубина расположения второго экстремума	$h\sigma_{xyD}$, мм	0,4...2,4	1,33...20
Глубина затухания	$h\sigma_{xyE}$, мм	6,8...10	16...40

(при ППД величина таких напряжений приближается к пределу текучести упрочненного металла);

– осевые остаточные напряжения σ_x имеют одинаковый знак с тангенциальными σ_z ;

– наличием первого подповерхностного (отрицательного) экстремума, образование которого вызвано значительно большей, чем при традиционном ППД, тепловой разгрузкой на поверхности детали, возникающей вследствие на порядок больших значений натяга роликов. Значения сжимающих ОН в 1-м экстремуме при РСО приближаются к пределу

текучести упрочненного металла. Глубина расположения такого экстремума изменяется в зависимости от режимов обработки и достигает значений 3,5 мм от поверхности.

Последнее хорошо согласуется с результатами Д.Д. Папшева, полученными для обработки ППД шариком. Автор подчеркивает возможность образования экстремума сжимающих ОН как на поверхности детали, так и на некоторой глубине в зависимости от степени воздействия тепловой разгрузки [6].

Представленные расчетные модели позволяют прогнозировать распределение составляющих тензора остаточных напряжений по глубине упрочненного поверхностного слоя в зависимости от технологических режимов упрочняющей обработки способами ППД и РСО. На их основе разработан расчетный алгоритм. Осуществляется его реализация в виде программного продукта.

Список литературы

1. *Блюменштейн В.Ю.* Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин / В.Ю. Блюменштейн, В.М. Смелянский. 1. 1. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 400 с.
2. *Махалов М.С.* Моделирование остаточных напряжений поверхностного слоя после упрочняющей обработки ППД // Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации): материа-

лы докладов II Всерос. с междунар. участием науч.-техн. конф. (Иркутск, 25-27 апреля, 2012 г.) / под. ред. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во ИргТУ, 2012. – 358 с. – С. 112–121.

3. *Блюменштейн В. Ю.* Влияние режимов размерного совмещенного обкатывания на механическое состояние поверхностного слоя // Упрочняющие технологии и покрытия. – М.: Машиностроение, 2006. – № 5(17). – С. 21–29.

4. *Овсеенко А. Н., Gajek М.М., Серебряков В. И.* Формирование состояния поверхностного слоя деталей машин технологическими методами. – Opole: Politechnika Opolska, 2001. – 228 с.

5. *Смелянский В. М.* Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.

6. *Паншев Д. Д.* Упрочнение деталей обкаткой шариками. – М.: Машиностроение, 1968. – 132 с.

The surface layer residual stresses tensor prediction models after hardening by surface layer plastic deformation methods

M.S. Mahalov

The prediction models of residual stresses tensor allocation after surface layer plastic deformation (SPD) or dimensional joint running-in (DJR) hardening, received on results of finite element analysis simulation, is proved as being topical. The residual stresses tensor components value and surface layer depth allocation correlations with SPD and DJR basic technological hardening parameters are detected. The residual stresses tensor distribution comparative analysis after hardening by the presented methods is executed.

Key words: residual stress, surface layer, hardening methods, surface layer plastic deformation, dimensional joint running-in.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ МЕТАЛЛА ШВА И СВАРОЧНЫХ ШЛАКОВ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ В ДИАПАЗОНЕ 100...1000 °С*

*М.Н. ИГНАТОВ, доктор техн. наук, профессор
А.М. ИГНАТОВА, канд. техн. наук, ассистент
С.В. НАУМОВ, аспирант
(ПНИПУ, г. Пермь)
Е.Е. КОРНИЕНКО, канд. техн. наук, доцент
А.Ю. ЧУМАЧЕНКО, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Наумов С.В. – 614000, Пермский край, г. Пермь, Комсомольский проспект, д. 29, ФГБОУ ВПО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», e-mail: NaumovStanislav@yandex.ru

Работа посвящена исследованию зависимостей теплофизических свойств, элементного и фазового составов сварочных шлаков и металла шва. Доказано при помощи дифференциальной сканирующей калориметрии и дилатометрии, что при нагреве и охлаждении сварочного шлака происходят теплофизические реакции, которые влияют на коэффициенты теплового расширения сварочных шлаков и на отделяемость шлаковой корки в целом.

Ключевые слова: дилатометрия, дифференциальная сканирующая калориметрия, термический анализ, растровая электронная микроскопия, коэффициент теплового расширения, сварочные материалы, металл шва, сварочный шлак.

Одним из важнейших показателей сварочно-технологических свойств сварных соединений является отделяемость шлаковой корки от металла сварного шва. Именно этот параметр приводит к образованию таких отрицательных дефектов, как подрезы и неравномерное формирование шва. Кроме того, это сказывается и на времени сварщика, которое он затратил на зачистку сварного шва, что сильно отражается на производительности [1–2].

Однако проблемы, связанные с использованием альтернативного сырья как заменителя традиционных дефицитных компонентов, возникают чаще, чем с тем же традиционным минеральным сырьем в производстве сварочных материалов. Различия в химическом и минеральном составе, в теплофизических характеристиках альтернативного и традиционного сырья приводят к ухудшению сварочно-технологических свойств, как правило, из-за недостаточно апробированных разработок. Кроме того, в настоящее время нет точных комплексных данных отделяемости шлаковой корки с металла сварного шва от теплофизических свойств, минерального и химического состава сварочных шлаков.

Для решения изложенных проблем необходимо проводить комплексные исследования минерально-сырьевой базы, сварочных материалов и сварных соединений на современном технологическом оборудовании. Исследование и прогнозирование сварочно-технологических свойств разрабатываемых сварочных материалов на стабильность горения и эластичность дуги, формирование сварного шва и отделяемость шлаковой корки является актуальной задачей в сварочном производстве.

Цель работы заключается в исследовании коэффициентов термического расширения металла шва и сварочных шлаков от температуры в диапазоне 100...1000. °С для определения благоприятной отделяемости шлаковой корки от металла сварного шва.

Разрабатываемые сварочные материалы, а именно сварочные флюсы, получают плавлением горных пород Пермского края в графитовых или шамотных тиглях при помощи электрической дуги. Основными горными породами для получения лабораторных образцов являются габброиды Урала, которые получили

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

Химический оксидный состав образцов из габбро-диабаз Ломовского месторождения, горнблендита по ГОСТ 2642.0-86 – 2642.15-97 и сварочного флюса АН-348А по ГОСТ 9087-81

Материал	Содержание компонентов, %											
	SiO ₂	TiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO + Fe ₂ O ₃	MnO	MgO	CaO	K ₂ O + Na ₂ O	Cr ₂ O ₃	CaF ₂	S _{общ.}	п.п.п.
Габбро-диабаз	48,6	4,4	12,4	8,6	0,2	3,7	8,3	3,5	–	–	< 0,03	–
Горнблендит	47,3	2,3	12,5	14,3	–	8,3	9,5	2,1	0,5	–	–	3,2
АН-348А	40–44	–	≤ 6,0	0,5–2,0	31–38	≤ 7,0	≤ 12,0	–	–	3–6	0,12	–

первичную перспективную оценку пригодности и доступности в производстве сварочных материалов [3].

Объектом исследования служат горные породы Урала, а именно габбро-диабаз Ломовского месторождения Пермского края и горнблендит, образующиеся при добыче строительных материалов из месторождений Урала. Кроме того, для сопоставительного анализа коэффициентов термического расширения переплавленные в процессе сварки горные породы в сварочные шлаки сравниваются с аналогичным по шлаковой системе сварочным флюсом АН-348А (табл. 1).

При исследовании физико-химических процессов, происходящих в сварочных шлаках на примере образца габбро-диабаз в температурном диапазоне 100...1300 °С, применена дифференциальная сканирующая калориметрия на следующем оборудовании: NETZSCH STA 409 PC/PG Luxx для нагрева на низких скоростях. Первоначально было исследовано поведение образца габбро-диабаз при медленном нагреве. Температурный диапазон испытания 20...1300 °С при нагреве и 1300...600 °С при охлаждении (рис. 1).

Пики при температуре 557 и 604 °С фиксируют процессы поглощения тепла, которые сопровождаются разрушением кристаллической решетки слоистого силиката $(\text{Fe}^{2+}, \text{Mg}, \text{Al}, \text{Fe}^{3+})_6(\text{Si}, \text{Al})_{4-10}(\text{OH}, \text{O})_8$. При температуре 816 °С было зафиксировано изменение ДСК с экзотермическим эффектом с широким интервалом. Одновременно с этим эффектом было зафиксировано изменение массы на 0,68 %, что позволяет объяснить данный процесс, как термическое

разложение и удаление связанных летучих элементов из материала. При температуре 1112 °С зафиксировано разрушение цепочного силиката $\text{Al}(\text{Si}_2\text{O}_6)$. Пики при температуре 1186 и 1224 °С фиксируют момент разрушения кристаллических минеральных соединений $\text{Ca}_3\text{Al}_2[\text{SiO}_4]_3$ и $\text{Mg}_3\text{Al}_2(\text{SiO}_4)_3$. Данная последовательность описывает поэтапные процессы разрушения химических связей в структурных составляющих, сопровождающееся их разложением на более простые минеральные соединения и выделением энергии, определен минимальный уровень температуры плавления сырья, равный 1150 °С.

Отсутствие каких-либо пиков на диаграмме охлаждения свидетельствует о том, что все нестабильные соединения разлагаются под воздействием температуры или переходят в более стабильное состояние при плавлении, структура материала упорядочивается и упрощается, что характерно для образования пироксеновой структуры [4].

В заключение по проведенному термическому анализу можно сказать, что на сварочно-технологические свойства сварочных материалов влияют такие теплофизические свойства, как температура плавления флюса (1350...1400 °С), температура стеклования (на термограмме охлаждения в диапазоне 1160,6...1170,2 °С), протекание при нагреве экзо- и эндотермических реакций, соответствующих разрушению тех или иных минеральных составляющих. Эти теплофизические характеристики в основном влияют на формирование сварного шва и на стабильность горения дуги. Чем меньше пики на диаграмме, тем стабильнее процесс сварки и, как следствие, благоприятнее форма шва, тем лучше отделяемость шлаковой корки. Учитывая влияние доли летучих компонентов при термическом разложении сварочных материалов, было выявлено, что в результате нагрева суммарная потеря веса образца составила 3,05 %, из которых на долю летучих пришлось 0,98 % от общей массы образца. Низкое выделение летучих компонентов положительно сказывается на стабильности горения и эластичности дуги.

Однако недостаточно определить теплофизические свойства стеклования и газовую составляющую при плавлении сварочных шлаков с помощью термического анализа для полноценного прогнозирования

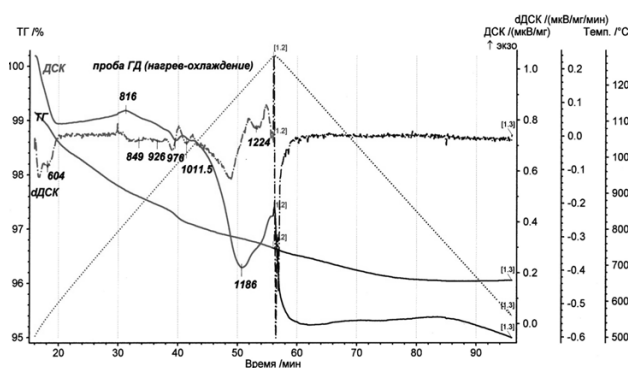


Рис. 1. Термограмма нагрева и охлаждения при скорости нагрева 30 °С/мин

Таблица 2

Коэффициент линейного теплового расширения стали 25, $\alpha_{Me} \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ [6]

Марка стали	Температура, $^{\circ}\text{C}$									
	20–100	20–200	20–300	20–400	20–500	20–600	20–700	20–800	20–900	20–1000
Сталь 25	12,2	13,0	13,7	14,4	14,7	15,0	15,2	12,7	12,4	13,4

ния сварочно-технологических свойств сварочных материалов. Одним из основных методов прогнозирования отделяемости шлаковой корки от металла сварного шва является метод дилатометрии, позволяющий определить коэффициент температурного расширения металла шва и сварочных шлаков [5].

Проведение дилатометрии позволит дополнить прогнозируемую оценку сварочно-технологических свойств сварных соединений и разрабатываемых сварочных материалов из минерального сырья Пермского края. Для исследования коэффициентов термического расширения шлаковых корок использован дилатометр NETZSCH DIL 402C. Образцы, вырезанные из сварочных шлаков разрабатываемых флюсов АН-348А, имеют размеры $4 \times 4 \times 20$ мм, диапазон нагрева $20 \dots 1000$ $^{\circ}\text{C}$, скорость нагрева 10 $^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, скорость охлаждения 30 $^{\circ}\text{C}/\text{мин}$.

Полученные результаты дилатометрии сварочных шлаков приведены на рис. 3. Коэффициенты линейного теплового расширения α образцов сварочных шлаков сопоставлены с металлом сварного шва стали 25. Известно по справочным данным, что металл шва имеет такой α , как приведено в табл. 2.

Из рис. 2 видно, что наиболее высокой отделяемостью шлаковой корки обладает сварочный флюс из горнблендита, имеющий наибольшее отклонение α от α_{Me} ($\alpha = 1,19 - 1,61 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ в области температур $20 \dots 1000$ $^{\circ}\text{C}$), где по РД 03-613-03 «Порядок применения сварочных материалов при изготовлении, монтаже, ремонте и реконструкции технических устройств для опасных производственных объектов: Технологический регламент проведения аттестации сварочных материалов» был определен максимальный балл – 5. Шлак отделяется после сварки без дополнительного механического воздействия. Однако

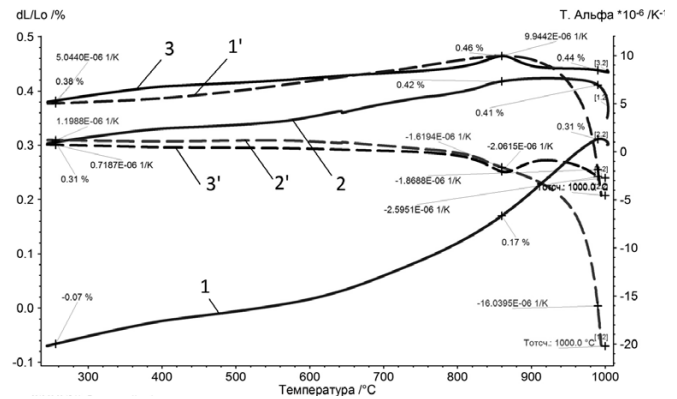


Рис. 2. Термограмма дилатометрии сварочных шлаков в диапазоне температур $20 \dots 1000$ $^{\circ}\text{C}$:

1 – шлак габбро-диабазы; 2 – шлак горнблендита; 3 – шлак АН-348

флюс из габбро-диабазы имеет 4–5 баллов, хорошую отделяемость шлаковой корки, которая отделяется при незначительном механическом воздействии. Это объясняется тем, что значения α на всех интервалах температур более близки к α_{Me} ($\alpha = 5,04 - 9,94 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ в области температур $20 \dots 1000$ $^{\circ}\text{C}$). Сварочный флюс АН-348А обладает, как и флюс на основе горнблендита, высокой оценкой по отделяемости шлаковой корки ($\alpha = 0,71 - 2,59 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ в области температур $20 \dots 1000$ $^{\circ}\text{C}$).

Таким образом, благодаря исследованиям коэффициентов линейного теплового расширения можно достичь наилучшей оценки по отделяемости шлаковой корки и проводить корректировку химического состава на стадии апробации сварочных материалов. Например, кварц и слюда будут эффективно понижать α ($0,7 \dots 3 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$), известняк и оксид алюминия незначительно понижают, мрамор в зависимости от $\alpha = 5,5 \dots 14,1 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, марганец повышает $\alpha = 22 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$.

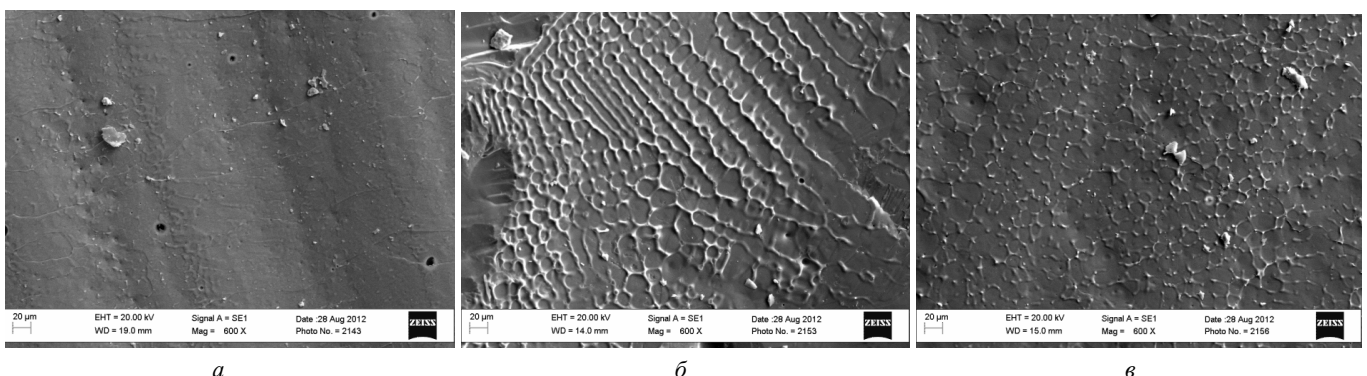


Рис. 3. Поверхность шлаковой корки со стороны сварного шва, $\times 600$:

а – флюса АН-348А; б – флюса из габбро-диабазы; в – флюса из горнблендита

В подтверждение полученным данным дилатометрии для поверхностной диагностики сварочных шлаков проведена растровая электронная микроскопия на оборудовании Carl Zeiss EVO50 XVP. Для проведения исследований взяты образцы после наплавки под флюсом с целью получения плотного и беспористого сварочного шлака при осуществлении следующего режима: $I = 550 \text{ А}$, $V_{\text{св}} = 55 \text{ см/мин}$, $U = 30 \text{ В}$ (рис. 3).

Исходя из рис. 3 видно, что сварочный шлак флюса АН-348А имеет небольшую волнистость и возможные микроскопические газовые поры диаметром до 10 мкм, поверхность гладкая и шлаковая корка хорошо отделяется с поверхности сварного шва. Однако сварочный шлак габбро-диабазы имеет большую шероховатость по сравнению с АН-348А (рис. 3, б), шлаковая корка отходит самопроизвольно из-за этого, но легко отделяется, количество газовых пор на поверхности шлака ниже, чем у АН-348, что подтверждается ранее проведенной дифференциальной сканирующей калориметрией [7]. Большой интерес вызывает сварочный шлак флюса на основе горнблендита (рис. 3, в). Мелкая чешуйчатость и шероховатость поверхности, мелкие газовые поры размером до 2-3 мкм говорят о высокой отделяемости шлака с поверхности сварного шва, что подтверждается отделением сварочного шлака с поверхности шва без механического воздействия.

Выводы

Установлено, что протекающие теплофизические реакции в сварочных шлаках в процессе сварки влияют на сварочно-технологические свойства сварного соединения и сварочных материалов. Чем меньше выделяется энергии и более пологая форма экзо- и

эндотермических реакций на термограммах нагрева и охлаждения при плавлении сварочного флюса, тем стабильнее процесс сварки, благоприятнее форма шва и лучше отделяемость шлаковой корки.

В результате полученных данных по дилатометрии, можно сказать, что чем больше разница между коэффициентами линейного теплового расширения сварочных материалов (сварочных шлаков) и металла шва, тем лучше отделяемость шлаковой корки.

Список литературы

1. Подгаецкий В.В., Кузьменко В.Г. Сварочные шлаки. – Киев: Наукова думка, 1988. – 253 с.
2. Подгаецкий В.В., Люборец И.И. Сварочные флюсы. – Киев: Техніка, – 1984. – 167 с.
3. Наумов С.В., Игнатова А.М., Игнатов М.Н. Опыт использования минерального сырья Пермского края в производстве сварочных материалов // Сб. трудов МНТК «Современные проблемы машиностроения». – Томск: НИ ТПУ, 2010. – С. 372–377.
4. Китайгородский И.И. О некоторых закономерностях начальных стадий образования стеклокристаллических структур/ И.И. Китайгородский, Э.М. Рабинович, В.И. Шелюбский // Стекло и керамика. – 1963. – № 12. – С. 45–56
5. Аматауни А.Н. Методы и приборы для определения температурных коэффициентов линейного расширения материалов. – М., 1972. – 140 с.
6. Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. и др. Марочник сталей и сплавов. – Машиностроение, 2003. – 784 с.
7. Игнатова А.М., Наумов С.В. Исследование доли летучих компонентов при термическом разложении сварочных материалов на основе синтетических минеральных сплавов // Сб. трудов «Исследование материалов с использованием метода термического анализа, калориметрии и сорбции газа». – СПб: ООО «Гипроникель», 2012. – С. 14–22.

Research of dependence of temperature-expansion coefficients of metal seam and welding slags from temperature in range 100 – 1000 °C

M.N. Ignatov, A.M. Ignatova, S.V. Naumov,
E.E. Kornienko, A.Yu. Chumachenko

Work on research of dependences of heats-physical properties, element and phase compositions of welding slags and seam metal is devoted. By means of differential scanning calorimetry and dilatometry that at heating and cooling of welding slag there are heat-physical reactions which influence temperature-expansion coefficient of welding slags and on separability of a slag crust as a whole is proved.

Key words: dilatometry, differential scanning calorimetry, thermal analysis, raster electronic microscopy, temperature-expansion coefficient, welding materials, seam metal, welding slag.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СЕРПЕНТИНА С ЖЕЛЕЗОМ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ*

Ж.Г. КОВАЛЕВСКАЯ, канд. техн. наук, доцент

П.В. УВАРКИН, вед. инженер

(ИФПМ СО РАН, г. Томск)

С.В. ВЕСЕЛОВ, канд. техн. наук, доцент

(НГТУ, г. Новосибирск)

А.И. ТОЛМАЧЕВ, гл. специалист

(ИФПМ СО РАН, г. Томск)

М. А. ХИМИЧ, студент

(ТГУ, г. Томск)

Статья поступила 5 сентября 2012 года

Ковалевская Ж.Г. – 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

С помощью оптического и рентгенофазового анализа исследовано взаимодействие серпентина с железом при смешивании в шаровой мельнице. Показано, что на поверхности стальных шариков формируется покрытие, по фазовому составу близкое к составу серпентина и образующее с основой адгезионную связь.

Ключевые слова: серпентин, шаровая мельница, покрытие, адгезия.

Введение

В настоящее время в промышленном производстве расширяется опыт применения природных минеральных материалов в качестве конструктивных материалов поверхностных слоев деталей разного назначения [1]. Природные минеральные материалы, в том числе серпентин, имеют специфические физико-механические свойства, отличные от свойств, которые наблюдаются у традиционных конструктивных материалов, что требует разработки новых технологических и методологических подходов к решению задачи создания металлокерамических покрытий [2].

Разрабатывается два основных направления использования минеральных материалов природного происхождения: создание смазочных композитов для пар трения с добавлением геомодификаторов трения (ГМТ) – комплекса на основе мелкодисперсных частиц природных минеральных материалов; формирование на поверхности деталей машин и инструмента с помощью различных методов холодной пластической деформации многофункциональных металлокерамических покрытий за счет введения в зону деформации ГМТ [3–5]. Стоит отметить, что при использовании ГМТ в обеих технологиях в процессе контакта минерального мате-

риала и металлической поверхности действуют одни и те же механизмы взаимодействия [6].

Процесс формирования металлокерамического покрытия на поверхности стальной основы описывается авторами научных работ по-разному. Обсуждается, что покрытие образуется в результате микросварки с выступами шероховатости сопряженных деталей, внедрения керамических частиц в поверхность трения, физико-химической реакции геомодификатора с поверхностью трения, утрамбовки частиц в неровности микрорельефа [3–6].

Строение покрытия из серпентина описывается лишь в работах Л.И. Погодаева [6, 7]. По представлению автора покрытие является стеклокерамическим гетерогенным материалом с довольно сложным составом, в котором могут присутствовать кристаллы стекла, продукты изнашивания сопряженных деталей, оксиды металлов, а также микрочастицы неразложившихся гидросиликатов. Достоверная информация о наличии и возможных механизмах адгезии между покрытием и металлической основой отсутствует.

Таким образом, можно заключить, что на данный момент недостаточно сведений о механизме формирования поверхностных слоев на металлокерамической основе; не описан их точный фазовый состав

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253.

и структура; нет информации о том, насколько различаются по фазовому составу покрытие и исходное вещество; не определено, существует ли адгезия между сформировавшимся покрытием и деталью.

В настоящей работе была поставлена задача получить с помощью шаровой мельницы на поверхности стальных образцов металлокерамическое покрытие, исследовать его фазовый состав, структуру и адгезию между покрытием и стальной основой.

Материалы и методы и исследования

В работе использовался ГМТ, полученный путем механического помола серпентина с последующей магнитной сепарацией и отсевом фракции с размером частиц меньше 5...10 мкм. Серпентины относятся к группе триоктаэдрических слоистых гидросиликатов, описываемых формулой $Mg_3[Si_2O_5][OH]_4$. Кристаллическая структура серпентина двухслойная и образована триоктаэдрическими сетками катионов $[Mg(OH)_2]$ и тетраэдрическими сетками анионов $[Si_2O_5]$, сочлененных через общие вершины. На контакте каждого слоистого пакета со следующим с одной стороны располагается гидроксильная группа, а с другой ионы кислорода следующего тетраэдрического слоя. Каждый пакет имеет нулевой суммарный заряд, он скреплен с соседними пакетами слабо, лишь остаточными ван-дер-ваальсовыми связями, что определяет его механические свойства – низкую твердость, но высокое сопротивление на разрыв [2].

Порошок серпентина был вручную смешан с порошком технически чистого железа ПЖВЗ (размер частиц 40...50 мкм) в соотношении 50 об. % серпентина и 50 об. % железа. Зерновой состав порошков и их морфология определялись с помощью стереоскопического микроскопа МБС-10.

Для получения покрытия был выбран технически простой способ – создание металлокерамического покрытия на поверхности шариков при смешивании исследуемых порошков со стальными шариками в шаровой мельнице, размещенной в смесителе «пьяная бочка». Для смешивания использовался стакан из нейлона емкостью 0.25 л и шарики из стали ШХ15 диаметром 2, 3 и 5 мм. Время смешивания составляло 336 ч, скорость вращения стакана – 50 об/мин. Для оценки влияния состояния поверхности шариков на формирование металлокерамического покрытия в эксперименте использовали шарики с обычной полированной поверхностью и с поверхностью, активной струйно-абразивной обработкой (САО).

Металлографический анализ покрытий проводили на поперечных шлифах с использованием микроскопа Carl Zeiss Axio Observer. Фазовый анализ порошков и покрытий (РФА) проводился на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. Принцип рабо-

ты прибора с перемещающейся рентгеновской трубкой и неподвижным столиком позволил провести съемку без предварительной подготовки порошков.

Результаты исследования и их обсуждение

Насыпка смеси порошка серпентина и железа показана на рис. 1, а. Основной объем порошка представляет равномерно распределенную смесь частиц серпентина и железа, в которой расположены крупные агломераты слипшихся частиц серпентина, не смешавшиеся с порошком железа.

Рентгенофазовый анализ показал, что используемый порошок серпентина не загрязнен примесью сопутствующих минералов и представлен рядом сингоний, описываемых формулами $Mg_3[Si_2O_5][OH]_4$, $Mg_6[Si_4O_{10}][OH]_8$, $Mg_3[OH]_2Si_4O_{10}$. Железный порошок состоит из α -Fe. Смесь порошков имеет фазовый состав, соответствующий совокупности фаз, входящих в ее состав составляющих: серпентина и железа.

Оптическое изображение смеси показывает, что она состоит из частиц серпентина двух типов (крупных частиц размером от 20 до 50 мкм и мелких частиц микронного размера, представляющих собой обломки тончайших спиралевидных волокон серпентина толщиной до 0,1 мкм) и частиц железа неправильной формы, близкой к овальной. В смеси частицы железа и серпентина не связаны между собой (рис. 2, а).

После 336-часового смешивания в шаровой мельнице из исходной смеси образуется механическая смесь порошка железа и серпентина иной морфологии (рис. 1, б). Образуются окатыши размером от 50 до 150 мкм. Мелкие частицы серпентина наблюдаются как отдельные элементы смеси. Частицы железа находятся внутри окатышей и не видны за слоем светлых частиц серпентина (рис. 2, б).

По результатам РФА определено, что в процессе механического перемешивания в шаровой мель-

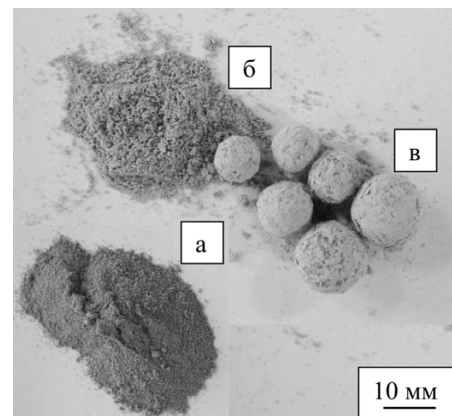


Рис. 1. Фотография смеси порошка железа и серпентина в исходном состоянии (а), после 336 ч смешивания в шаровой мельнице (б) и шариков с покрытием (в)

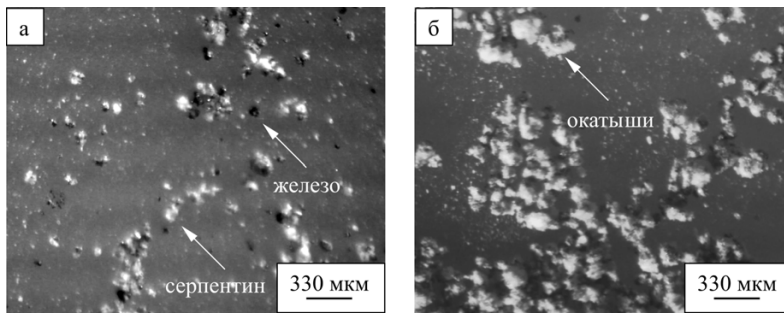


Рис. 2. Оптическое изображение исходной смеси 50 об. % серпентина и 50 об. % железа:

a – после ручного перемешивания; *б* – после 336 ч смешивания в шаровой мельнице

нице происходит изменение фазового состава смеси. Образуется магнезиальный силикат с формулой $Mg_2[SiO_4]$. По литературным данным, образование магнезиального силиката происходит при нагревании серпентина за счет потери воды [8]. Следовательно, в процессе смешивания при взаимодействии порошка железа и серпентина происходят процессы, приводящие к выделению энергии, эквивалентной температуре 500 °C и выше. Выделение тепла может происходить за счет локальных флуктуаций температуры на контактных площадках поверхности частиц железного порошка и серпентина при их соударении и трении, а также за счет домола спиралевидных частиц серпентина на меньшие фрагменты [6].

Металлографический анализ показал, что окатыши состоят из частиц железа, окруженных частицами серпентина. Измельченные частицы серпентина образуют на поверхности частиц железа тонкий слой, повторяющий морфологию поверхности. Остальной порошок серпентина не имеет когезионной связи с частицами железа и при приготовлении шлифа отделяется от окатышей. Скорее всего, изменение состава серпентина с формированием магнезиального силиката происходит непосредственно на поверхности частиц железа, а именно в сформированном тонком поверхностном слое геомодификатора.

Механическое смешивание порошка серпентина, железа и стальных шариков приводит к формированию на поверхности шариков покрытия серо-зеленого цвета со значительно большей плотностью, чем исходный порошок (см. рис. 1, в). От поверхности шариков оно отделяется в виде чешуек.

Рентгенофазовый анализ отделенных чешуек покрытия показал, что в них, по сравнению с исходной смесью порошков, значительно снижается объемная доля α -Fe, это указывает на то, что формирование покрытия происходит в основном за счет частиц серпентина. Наряду с этим меняется фазовый состав покрытия. В нем, как и в окатышах, образуется магнезиальный си-

ликат. О подобных превращениях при формировании металлосиликатных покрытий на поверхности стальных деталей писали многие авторы. Однако большинство из них указывали на дальнейшее изоморфное превращение магнезиального силиката $Mg_2[SiO_4]$ в железистый силикат $Fe_2[SiO_4]$ за счет замены атомов марганца на отделяемые от кристаллической решетки основы атомы железа [7]. Как видно по результатам РФА, при формировании покрытия на стальных шариках по предложенной в работе методике подобного превращения не происходит.

Оптическая микроскопия нетравленных поперечных шлифов показала, что на поверхности шариков всех размеров формируется покрытие с адгезионной и когезионной связями (рис. 3). Покрытие образуется как на полированных, так и на обработанных САО поверхностях. Толщина покрытия составляет от 20 до 40 мкм. Покрытие представляет собой уплотненный слой из частиц серпентина размером в несколько микрон. В покрытии присутствуют частицы железа размером в несколько микрон, скорее всего, отделившиеся от частиц порошка железа в процессе смешивания.

Материал покрытия заполняет все впадины и неровности, сформировавшиеся на границе раздела. Неровности металлической основы формируются как в результате предварительной обработки поверхности, так и при пластической деформации непосредственно в процессе смешивания. Граница раздела «покрытие – полированная основа» нелинейна (рис. 3, а). Граница искривлена локальными включениями серпентина в поверхностный и подповерхностный слой стали. Граница раздела «покрытие – основа с САО» имеет характерный вид, образованный из впадин и выступов (рис. 3, б). Выступы частично сглажены пластической деформацией. Материал покрытия заполняет все впадины поверхностного слоя и образует локальные включения в приповерхностном слое основы.

Для анализа адгезии покрытия и основы была проведена оптическая микроскопия поверхности шариков после отделения покрытия и отделившихся фрагментов покрытия (рис. 4).

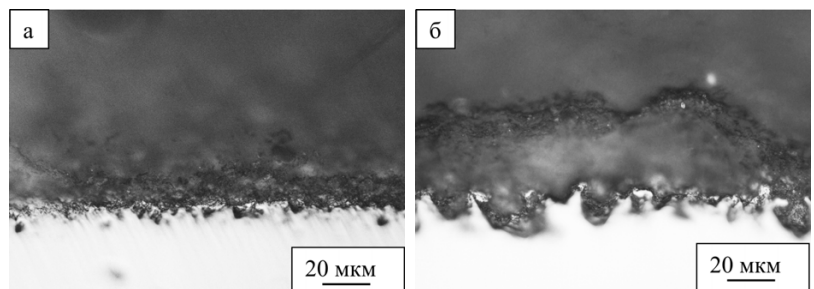


Рис. 3. Микроструктура покрытия:

a – на полированном шарике; *б* – на шарике с САО

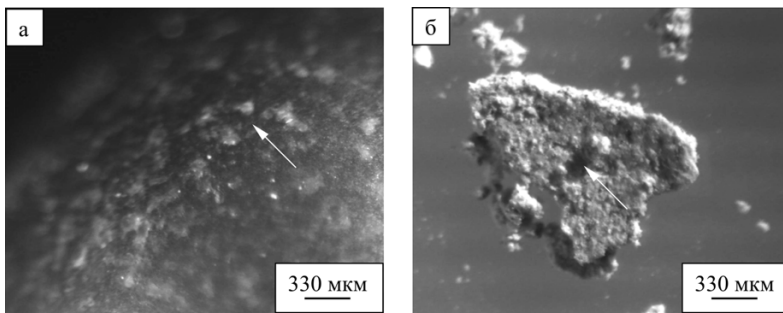


Рис. 4. Оптическое изображение поверхности:

а – стальной основы с САО после удаления покрытия; *б* – покрытия со стороны отрыва от основы

Как видно на рис. 4, *а*, на поверхности стальных шариков наблюдаются светлые участки (указаны стрелками), представляющие частицы серпентина, образовавшие адгезионную связь с покрытием. На поверхности покрытия со стороны отрыва от основы (рис. 4, *б*) видны углубления (указаны стрелками), соизмеримые по площади со светлыми участками серпентина на поверхности шариков. На данных участках границы раздела «покрытие-основа» когезионная связь оказалась слабее адгезионной, и при отрыве покрытия часть материала покрытия осталась на поверхности стальной основы. На поверхности с САО площадь участков с адгезионной связью между покрытием и основой составляет не менее 40 %. На полированной поверхности основы участков с неотделенными частицами покрытия значительно меньше – не более 15 %.

На полированной основе снижение площади участков с адгезионной связью обусловлено морфологией ее поверхности. При взаимодействии частиц серпентина с гладкой поверхностью основным механизмом образования адгезионной связи будет протекание топомеханических реакций, активированных процессом пластической деформации поверхности шариков (рис. 3, *а*). На поверхности с более рельефной морфологией, как в случае поверхности с САО, в процесс образования адгезионной связи дополнительно включается механизм механического зацепления частиц серпентина о неровности поверхности стального шарика (рис. 3, *б*) [9].

Выводы

1. При смешивании в шаровой мельнице порошков серпентина и железа со стальными шариками на поверхности шариков формируется покрытие, по фа-

зовому составу близкое к составу серпентина и образующее с основой адгезионную связь.

2. Предварительная струйно-абразивная обработка поверхности шариков способствует усилению адгезионной связи на границе раздела «покрытие-основа».

3. Механическое смешивания в течение 336 ч порошков серпентина и железа обеспечивает их взаимодействие, приводящее к изменению фазового состава смеси и формированию окатышей, состоящих из частиц железа, окруженных серпентином.

Работа выполнена в рамках проекта П.20.2.1. программы П.20.2. фундаментальных исследований СО РАН, 2010–2012 гг.

Список литературы

1. Лазарев С.Ю., Токманев С.Б., Хмелевская В.Б. К вопросу о критериях выбора природных минеральных материалов и других веществ для покрытий разного назначения // *Металлообработка*. – 2006. – № 3. – С. 29–35.
2. *Курс минералогии: учеб. пособие* / А.Г. Бетехтин; под ред. Б.И. Пирогова, Б.Б. Шкурского. – М.: Университет, 2008. – 736 с.
3. Зуев В.В. Использование минералов в качестве модификаторов трения // *Обогащение руд*. – 1993. – № 3. – С. 33–37.
4. Волков В.П., Кузнецова Н.Н., Павлов К.А., Топоров Ю.П. Силикаты группы серпентина как материал для присадок к смазочным маслам // *Материаловедение*. – 2006. – № 4. – С. 41–45.
5. Лазарев С.Ю., Токманев С.Б., Хмелевская В.Б. Свойства поверхности стали 45 с покрытием из минеральных материалов // *Металлообработка*. – 2006. – № 3. – С. 29–35.
6. Погодаев Л.И. Влияние геомодификаторов трения на работоспособность трибосопрежений // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – № 1. – 2005. – С. 58–67.
7. Погодаев Л.И., Дмитриев С.Н., Усачев В.В. Основы технологии финишно-упрочняющей обработки деталей // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – № 4. – 2006. – С. 79–90.
8. Ковалевская Ж.Г., Белявская О.А., Уваркин П.В. Исследование влияния температуры на взаимодействие геомодифицирующего материала и стальной детали // *Изв. вузов. Физика*. – 2011. – Т. 54. – №. 11/3 – С. 242–245.
9. Ревун С.А., Балакирев В.Ф. Особенности образования адгезионной связи при газотермическом напылении покрытий // *Физика и химия обработки материалов*. – 2002. – № 2. – С. 55–62.

Investigation of interaction serpentine with iron at forming a coating on the surface of steel parts

Zh.G. Kovalevskaya, P.V. Uvarkin, S.V. Veselov, A.I. Tolmachov, M.A. Himich

With the optical and X-ray analysis investigated the interaction of serpentine with iron when mixed in a ball mill. It is shown that the surface coating is formed of steel balls in phase composition close to that of the serpentine. Coating forms the surface of the ball adhesive bond.

Key words: serpentine, ball mill, coating, adhesion.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ИЗ СМЕСЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ СОЛИ ВОЛЬФРАМА И КОБАЛЬТА, ПРИ ИХ КУМУЛЯТИВНОМ НАНЕСЕНИИ НА ТИТАНОВЫЕ ПОДЛОЖКИ*

С.С. КУЛЬКОВ, канд. физ.-мат. наук

*А.А. КОЗУЛИН, канд. физ.-мат. наук
(ТГУ, г. Томск)*

*С.А. КИНЕЛОВСКИЙ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(ИГиЛ СО РАН, НГУ, г. Новосибирск)*

*С.Н. КУЛЬКОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(ТГУ, ИФПМ СО РАН, г. Томск)*

*А.С. ГОНТАРЕНКО, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 3 сентября 2012 г.

Кульков С.С. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36, Национальный исследовательский
Томский государственный университет, e-mail: kulkov@academ.tsc.ru

Исследуются покрытия, полученные методом кумулятивного синтеза на поверхностях титановых подложек. Кумулятивный синтез проводился на основе смесей со специально синтезированными комплексными солями, содержащими вольфрам и кобальт. Исследования включали в себя рентгеноструктурный фазовый анализ, рентгенофлуоресцентный элементный анализ и измерение микротвердости покрытий.

Ключевые слова: кумулятивный синтез, наноструктурные покрытия, фазовый анализ, микротвердость.

Введение

Исследование возможностей получения новых композиционных материалов на основе ранее не использованных соединений и структурно-фазовых состояний в экстремальных условиях – одна из наиболее актуальных задач физики и современного материаловедения. Перспективным направлением в получении таких композитов является применение кумулятивного синтеза с использованием энергии взрыва для получения высокопрочных покрытий на преградах – подложках. В работах [1–4] подтверждается возможность получения сверхтвердых покрытий с помощью кумулятивного взрыва. Показано, что в процессе кумулятивного синтеза возможно использование смесей широкого спектра химических элементов и их композиций, включая совмещение тяжелых и легких элементов, что недостижимо в рамках известных динамических методов.

Ориентируясь на получение сверхтвердых покрытий, большие перспективы представляет использование специально синтезированных комплексных солей, содержащих W и Co – $[\text{Co}(\text{NH}_3)_5\text{Cl}]\text{WO}_4$. При-

менение комплексных солей в смесях для кумулятивного синтеза оправдано не только тем, что атомы металлов в них перемешаны на молекулярном уровне, но и их низкой плотностью. Таким образом, можно попытаться отказаться от использования мелкодисперсных металлических и оксидных порошков и значительно упростить процесс изготовления смесей для нанесения покрытий. При традиционном смешивании порошков с большой разницей плотностей достаточно трудно достичь гомогенности по всему объему смеси, кроме того, происходит быстрое оседание более плотной компоненты.

Цель настоящей работы – исследование особенностей формирования структуры покрытий, полученных методом кумулятивного синтеза смесей наноструктурного порошка состава $[\text{Co}(\text{NH}_3)_5\text{Cl}]\text{WO}_4$, технического углерода марки УТ100 и аморфного бора (В) в равных пропорциях, на поверхностях титановых подложек.

Методика проведения исследований

Для получения наноструктурного покрытия на титановых подложках был использован метод кумулятивного синтеза, разработанный в Институте ги-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

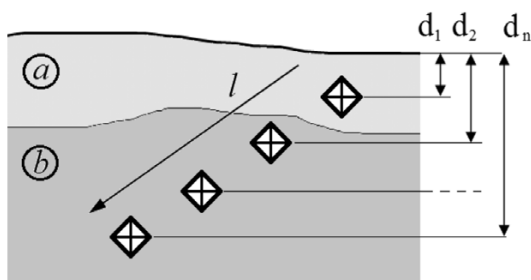
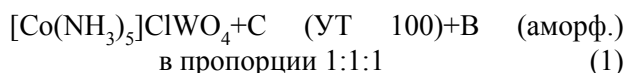


Рис. 1. Схема измерения микротвердости

динамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. С целью поиска перспективных высокодисперсных и высокоэнергетических исходных материалов и композиций для кумулятивного синтеза обрабатывались режимы получения различных смесей, которые использовались в качестве прекурсоров при кумулятивном нанесении покрытий. На первом этапе были приготовлены образцы смесей наноструктурного порошка, содержащие соли вольфрама (W) и кобальта (Co), технического углерода марки УТ100 и аморфного бора (В) в равных пропорциях:



Приготовленная смесь была использована для кумулятивного напыления покрытий на трех титановых подложках (Химический состав материала подложек ВТ1-0, масс. %: Ti 98,61 – 99,70; Fe до 0,18; С до 0,07; Si до 0,1; N до 0,04; О до 0,12; Н до 0,01; прочие – 0,3). В экспериментах применялись кумулятивные заряды с конической облицовкой с углом раствора $2\alpha = 30^\circ$. Для увеличения толщины покрытия таблеток-подложек диаметром 20 мм и толщиной 10 мм их поверхность подвергали воздействию кумулятивного потока трижды. Два первых выстрела проводились техническим углеродом УТ100, третий выстрел смесью (1). Титановые подложки в реакторе были размещены таким образом, что по центру кумулятивной струи располагался образец № 1, а образцы № 2 и 3 на ее периферии на равном удалении от центра.

На следующем этапе работы проводились рентгеноструктурные исследования и измерение микротвердости полученных покрытий.

Рентгеноструктурное исследование покрытий, полученных методом кумулятивного синтеза, осуществлялось с помощью дифрактометра ARL X'TRA с фильтрованными CuK_α или CoK_α излучениями. Съемка велась по точкам с шагом $0,05^\circ$. Определение параметров решетки проводилось по отражениям в интервале углов $20^\circ < 2\theta < 85^\circ$. Разделение перекрывающихся рентгеновских максимумов выполнялось с помощью компьютерной программы на основе минимизации отклонения суммарного аппроксимирующего профиля от экспериментального. Параметры тонкой кристаллической структуры определялись по

уширению рентгеновских линий. Для расшифровки рентгенограмм и более подробного фазового анализа покрытий рентгеноструктурному анализу предшествовал элементный анализ покрытий на оптическом эмиссионном спектрометре «ARL 3460 Quantis».

Измерения микротвердости образцов проводились на поперечной поверхности с использованием автоматического микротвердомера Wolpert Wilson Instruments 402 MVD с нагрузкой 50...100 г, выдержка при индентировании составляла 5 с. На всех образцах проведено более 100 измерений, диагонали каждого отпечатка измерялись в автоматическом режиме. Предварительно образцы запрессовывались в заливку для полировки шлифа в зоне осевого разреза с использованием прессы SimpliMet 1000. Подготовка велась по стандартной методике с использованием шлифовки и полировки на корундовой пластине до $Ra 0,025$ и $Rz 0,1$ мкм на автоматическом полировальном станке LaboPol-5 до зеркальной бездефектной поверхности.

Схема измерения приведена на рис. 1. Выбор направления l обоснован минимальным расстоянием между областями измерения и в соответствии с требованием ГОСТ 9450-76 [5] – не менее двух длин диагоналей отпечатков. Измерения проводились в направлении от поверхности под углом 45° .

Результаты исследований и их обсуждение

Рентгеноструктурные исследования показали, что профили всех образцов практически идентичны (рис. 2). Отклонения возможны из-за различного расположения подложек относительно кумулятивной струи и, как следствие, неоднородного высокоэнергетического воздействия.

При расшифровке рентгенограмм выявлено, что в процессе кумулятивного синтеза смеси состава (1) образуется карбидная фаза TiC_x нестехиометрического состава. Вероятно, происходит образование оксикарида, поскольку по данным микрорентгеноспектрального анализа покрытия содержат большое

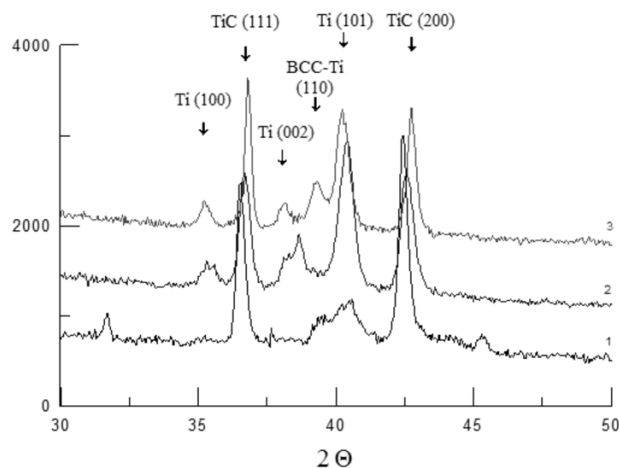


Рис. 2. Рентгенограммы исследуемых покрытий (Номера линий соответствуют номерам образцов)

Результаты элементного анализа поверхности с покрытием

Элемент	Весовой %	Атомный %
C	3,61	8,17
O	35,16	59,75
Al	3,02	3,04
Ti	40,44	22,95
Fe	10,23	4,98
W	7,54	1,11

количество кислорода (см. таблицу). Титан представлен двумя фазами: исходным ГПУ-титаном и высокотемпературной фазой ОЦК-титана, которая формируется вследствие закалки от высокой температуры в кумулятивной струе.

Средний размер кристаллитов покрытий, оцененный по формуле Шеррера, составил:

- кристаллиты TiC – 33 нм,
- кристаллиты ГПУ-титана – 16 нм,
- кристаллиты ОЦК-титана – 7 нм.

Результаты измерения микротвердости представлены на рис. 3, микротвердость по Виккерсу (ГПа). Точки на графике для каждой кривой – среднее значение между тремя величинами, равноудаленными от края поверхности. Все три образца показали повышение микротвердости в покрытии и приповерхностных слоях. Синтезированное кумулятивное покрытие имеет микротвердость 8...9 ГПа. Микротвердость подложки плавно снижается от поверхности внутрь. Микротвердость материала подложки (титановый сплав VT1-0) составляет 1,84 ГПа. Таким образом, величина микротвердости в покрытии и приповерхностных слоях превышает исходный уровень микротвердости титановых подложек в 4,5 – 5 раз.

Заключение

Результаты проведенных исследований показали, что использование смесей на основе солей, содержащих вольфрам и кобальт – $[\text{Co}(\text{NH}_3)_5]\text{ClWO}_4$, при формировании покрытий на титановых подложках с использованием кумулятивного синтеза эффективно для получения высокопрочных покрытий и упрочнения приповерхностных слоев образцов.

Formation of the coatings obtaining from mixtures of cobalt and tungsten salts with the using cumulative treatments on the titanium substrates

S.S. Kulkov, A.A. Kozulin, S.A. Kinelovsky, S.N. Kulkov, A.S. Gontarenko

In this paper it have been investigated the coatings obtained by the cumulative synthesis on surfaces of titanium substrates. Cumulative synthesis was carried out using mixtures with a specially synthesized complex salts containing W and Co. Studies included X-ray analysis, X-ray fluorescent analysis, microhardness of coatings.

Key words: Cumulative synthesis, nanostructured coatings, phase analysis, microhardness.



Рис. 3. Распределение микротвердости на шлифе образца (Номера линий соответствуют номерам образцов)

С помощью результатов рентгеноструктурного анализа и исследований микротвердости установлена взаимосвязь механических свойств покрытий с их структурным состоянием. Высокие значения микротвердости покрытия и ее увеличение в приповерхностных слоях титановых подложек связаны с образованием большого количества карбидной фазы в материале покрытия и закалкой приповерхностных слоев, о чем свидетельствует присутствие метастабильной ОЦК-фазы титана.

Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 12-02-90803-мол_рф_нр).

Список литературы

1. Громилов С.А., Алексеев А.В., Кинеловский С.А., Киреев И.Б. Фазовый состав покрытий, нанесенных на титановые мишени с помощью кумулятивной струи // Физика горения и взрыва. – 2004. – № 3(40). – С. 125–131.
2. Громилов С.А., Алексеев А.В., Кинеловский С.А., Киреев И.Б. Исследование слоев, полученных при улавливании кумулятивной струи на титановую мишень // Физика горения и взрыва. – 2003. – № 6(39). – С. 131–136.
3. Громилов С.А., Кинеловский С.А., Киреев И.Б. Рентгенографическое исследование карбидов вольфрама, полученных в условиях кумулятивного взрыва // Журн. структур. химии. – 2003. – № 3(44). – С. 486-493.
4. Кинеловский С.А., Алексеев А.В., Громилов С.А., Киреев И.Б. Формирование специфического слоя на поверхности металлической мишени при взаимодействии с кумулятивным потоком из борсодержащих облицовок // Физика горения и взрыва. – 2006. – № 2(42). – С. 121–127.
5. ГОСТ 9450-76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.

МИКРОСТРУКТУРА КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНОГО ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ МИКРОДУГОВОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ЦИРКОНИЯ*

К.С. КУЛЯШОВА, канд. техн. наук
Ю.П. ШАРКЕЕВ, доктор ф.-м. наук, профессор
(ИФПМ СО РАН, г. Томск)
В.А. БАТАЕВ, доктор техн. наук, профессор
В.С. ЛОЖКИН, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)
С.В. ФОРТУНА, канд. техн. наук
(ОАО «Сибирский химический комбинат», г. Северск)

Статья поступила 3 сентября 2012 года

Куляшова К.С. – 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4,
Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ СО РАН), e-mail: kseniya@ispms.tsc.ru

Рассматривается микроструктура микродуговых кальций-фосфатных покрытий, полученных при обработке циркония в двух типах электролитов: на основе синтезированного жидкофазным методом гидроксиапатита и его биологического аналога.

Ключевые слова: микроструктура, микродуговое оксидирование, кальций-фосфатное покрытие, гидроксиапатит.

Введение

Изучение структуры и свойств новых создаваемых биокomпозиционных материалов является одной из приоритетных задач медицинского материаловедения. В настоящее время в качестве основы для имплантатов используют материалы: нержавеющей сталь, титан, титановые сплавы и др. Находит применение в медицине и цирконий, легированный ниобием, высокие механические свойства которого обусловлены, прежде всего, твердорастворным и дисперсным упрочнением [1]. Циркониевые сплавы, например Э110, Э125, обладают необходимым комплексом свойств (биосовместимостью, малой теплопроводностью, высокой усталостной прочностью и циклической долговечностью), что и определяет возможность их применения в медицине.

Однако для успешного использования циркония в медицине необходимо проводить модификацию поверхности, в том числе можно использовать различные методы формирования биопокровов. Одним из наиболее перспективных методов является метод микродугового оксидирования, позволяющий формировать кальций-фосфатные покрытия толщиной до 100 мкм с регулируемой структурой, морфологией, элементным и фазовым составом.

В качестве компонента электролитов для получения кальций-фосфатных покрытий зачастую используют гидроксиапатит – фосфат кальция, являющийся основной составляющей минерального компонента костной ткани [2]. До настоящего времени наиболее распространенным было применение биологического гидроксиапатита. Однако из-за некоторых его недостатков существует необходимость заменить его на химически чистый синтезированный гидроксиапатит, который не только не уступает по своим свойствам биологическому, но имеет ряд преимуществ, в том числе в этических и медицинском аспектах.

Задача исследования влияния технологических режимов микродугового процесса, а также природы используемого гидроксиапатита на микроструктуру формируемого на поверхности циркония покрытия является актуальной и имеет как фундаментальное, так и прикладное значение.

Материалы и методы их исследования

Образцы циркония (сплав Э110) представляли собой пластинки размером $10 \times 10 \times 1$ мм³. Микродуговая обработка поверхности циркония проводилась на установке MicroArc-3.0 при следующих режимах:

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253.

длительность импульса – 100 мкс, частота – 50 Гц, время – 5 мин, напряжение – 200...300 В. Покрытия формировали в электролитах на основе 30 %-го раствора ортофосфорной кислоты, гидроксиапатита (синтезированного или биологического) и карбоната кальция [3].

Электронно-микроскопические исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа Теснаи G2 FEI с ускоряющим напряжением 200 кВ. В качестве объектов для микроскопии использовали угольные реплики с кальций-фосфатным покрытием. Для исследования фазового состава использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA с использованием $\text{Cu K}\alpha$ -излучения.

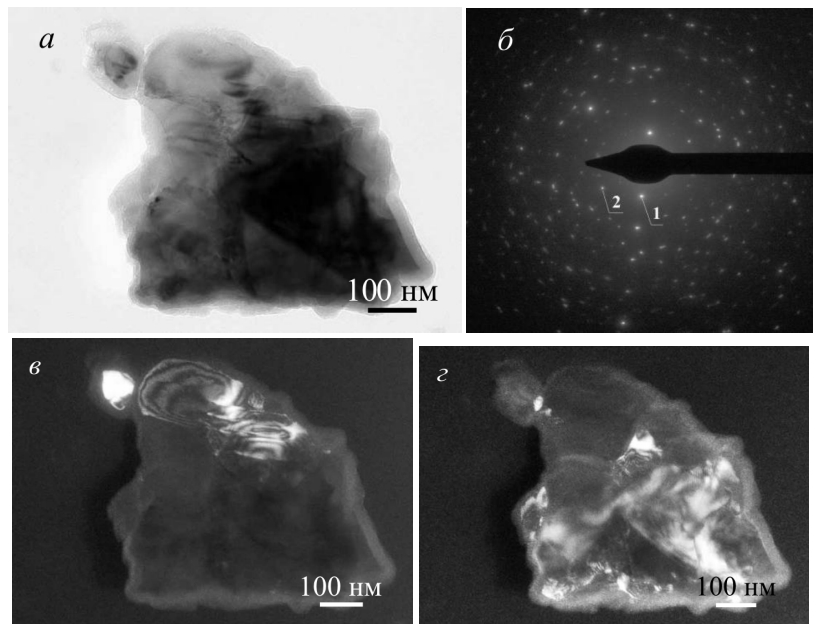


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение элемента кальций-фосфатного покрытия:

a – светлопольное изображение; *б* – микродифракционная картина; *в*, *г* – темнопольные электронно-микроскопические изображения

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 и 2 приведены электронно-микроскопические изображения микроstructures и соответствующие им микродифракционные картины фрагментов кальцийфосфатного покрытия. На светлопольном изображении (рис. 1, *a*) просматриваются отдельные частицы (кристаллиты) покрытия. Однако по светлопольным изображениям сложно судить о форме и размере кристаллитов. На темнопольных изображениях границы кристаллитов просматриваются более отчетливо. Форма кристаллитов близка к равноосной. На рисунке 1, *в* и *г* видны как кристаллиты размером менее 100 нм, так и более крупные – до 200...300 нм.

Микродифракционная картина (рис. 1, *б*) представляет собой совокупность точечных рефлексов, принадлежащим нескольким фазам. Результаты расшифровки микродифракции приведены в табл. 1. Как видно из таблицы, фрагмент кальций-фосфатного покрытия представлен как минимум тремя фазами: стехиометричным и нестехиометричным пирофосфатами кальция $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ и $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_6$, а также двойным фосфатом кальция циркония $\text{CaZr}_4(\text{PO}_4)_6$.

На темнопольном изображении, представленном на рис. 1, *в*, снятом в близко расположенных рефлек-

Таблица 1

Индексирование микродифракционной картины, приведенной на рис. 1, *б*

Экспериментальные данные		Табличные данные								
d_{hkl} , нм	Интенсивность	Кальций-фосфат $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ тетрагональная			Кальций-фосфат $\beta\text{-CaP}_2\text{O}_6$ моноклинная			Кальций-цирконий-фосфат $\text{CaZr}_4(\text{PO}_4)_6$ ромбоэдрическая		
		d_{hkl} , нм	hkl	Интенсивность, %	d_{hkl} , нм	hkl	Интенсивность, %	d_{hkl} , нм	hkl	Интенсивность, %
0,6252	О.Сл.	–	–	–	–	–	–	0,6316	012	22
0,4747	С.	0,4720	110	12	–	–	–	–	–	–
0,4578	О. С.	–	–	–	0,4560	310	55	–	–	–
0,3165	Сл.	–	–	–	0,3190	320	20	0,3159	024	63
0,3016	С.	0,3020	008	100	–	–	–	–	–	–
0,2330	О. С.	0,2335	119	20	0,2318	512	15	–	–	–
0,2119	Ср.	0,2115	310	4	0,2123	800	17	–	–	–
0,1885	Ср.	0,1880	210	6	–	–	–	0,1898	226	32
0,1858	Ср.	0,1855	320	14	–	–	–	0,1876	042	5
0,1698	Сл.	0,1687	326	10	–	–	–	0,1692	318	12

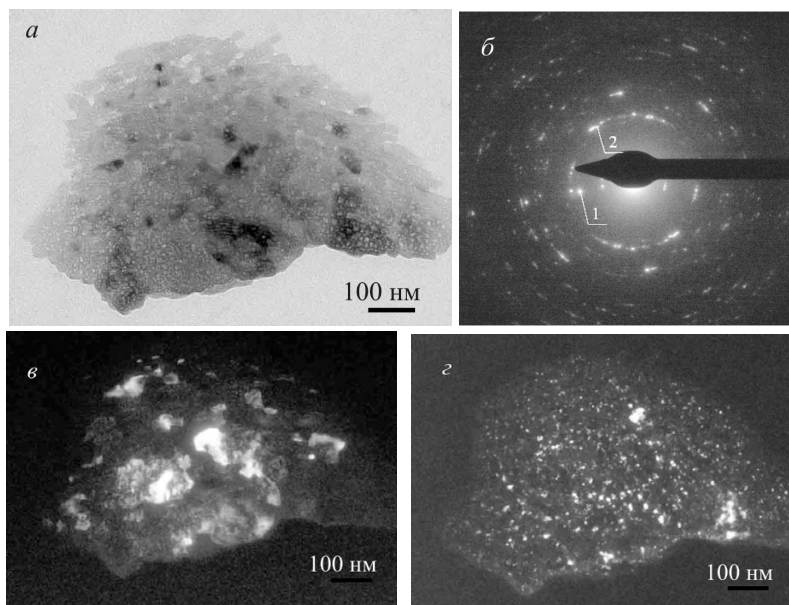


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение элемента кальций-фосфатного покрытия:

a – светлопольное изображение; *б* – микродифракционная картина; *в*, *г* – темнопольные электронно-микроскопические изображения

сах (310) фазы $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_6$ (нестехиометричный пирофосфат кальция с моноклинной кристаллической решеткой) и (110) фазы $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ (стехиометричный пирофосфат кальция с тетрагональной решеткой), хорошо видны кристаллиты фаз.

На темнопольном изображении, снятом в рефлексе (008), в отражающем положении находятся несколько кристаллитов, принадлежащих фазе $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ (рис. 1, *г*). Размеры кристаллитов этой фазы не превышают 100 нм.

По электронно-микроскопическим изображениям микроструктуры и соответствующей им микродифракционной картине кальций-фосфатного покрытия, приведенным на рис. 2, были определены составляю-

щие его фазы, а также размеры кристаллитов этих фаз. Как видно из результатов расшифровки микродифракционной картины (табл. 2), фрагмент покрытия имеет двухфазное строение, представленное пирофосфатом кальция $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ с тетрагональной кристаллической решеткой и нестехиометричным оксидом циркония $\text{Zr}_3\text{O}_{1-x}$.

Как видно из сравнений темнопольных изображений, полученных соответственно в рефлексе (008) фазы $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ (рис. 2, *в*) и в рефлексе фазы $\text{Zr}_3\text{O}_{1-x}$ (рис. 2, *г*) соответственно кристаллиты фазы пирофосфата кальция имеют большие размеры, чем кристаллиты фазы оксида циркония. Размеры кристаллитов пирофосфата кальция составляют 50...100 нм, тогда как размеры зерен оксида циркония не превышают 10 нм.

Следует отметить, что специфика использования угольных реплик кальций-фосфатного покрытия при проведении микроскопических исследований определяет, что на реплике могут оказаться частицы как из верхних слоев покрытия, так и слоев, более близких к металлической подложке. Это можно наблюдать при анализе фазового состава – определены фазы фосфата кальция (с верхних слоев покрытия) и оксида циркония (слои, близкие к металлической подложке).

По результатам рентгеноструктурного анализа кальций-фосфатные покрытия, сформированные на поверхности циркония, при всех исследованных режимах имеют кристаллическую структуру в отличие от аналогичных покрытий на титане [4]. Фазовый состав покрытий, полученных в электролитах на основе

Таблица 2

Индексирование микродифракционной картины, приведенной на рис. 2, б

Экспериментальные данные		Табличные данные					
d_{hkl} , нм	Интенсивность, %	Кальций-фосфат $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$, тетрагональная			Циркония оксид $\text{Zr}_3\text{O}_{1-x}$, ромбоэдрическая		
		d_{hkl} , нм	hkl	Интенсивность, %	d_{hkl} , нм	hkl	Интенсивность, %
0,6046	Ср.	0,6030	004	8	–	–	–
0,3023	Оч. С.	0,3020	008	100	0,3040	104	10
0,2920	Ср.	0,2903	212	30			
0,2825	Ср.	–	–	–	0,2815	110	80
0,2344	Сл.	0,2335	119	20	–	–	–
0,2140	Оч. С.	0,2149	303	10	–	–	–
0,1909	С.	0,1894	102	17	0,1902	116	80
0,1853	С.	0,1855	320	14	–	–	–
0,1698	Ср.	0,1716	309	4	–	–	–

Относительные объемные доли фаз кальций-фосфатных покрытий

Напряжение, В	Zr _(hexag.) , об. %		ZrO _{2(tetrag.)} , об. %		ZrP ₂ O _{7(cubic)} , об. %		CaZr ₄ (PO ₄) _{6(rhomb)} , об. %	
	БГА	СГА	БГА	СГА	БГА	СГА	БГА	СГА
200	41,4	16,1	15,2	11,3	17,3	28,4	26,2	44,3
250	15,2	14,1	15,7	13,2	25,6	16,8	43,5	55,9
300	14,6	12,0	15,5	11,9	25,9	17,7	44,0	58,4

синтезированного и биологического гидроксиапатитов идентичен. При напряжении оксидирования 200 В в электролитах на основе биологического гидроксиапатита формируются тонкие покрытия, поэтому при фазовом анализе обнаружены довольно интенсивные пики Zr и ZrO₂, относящиеся, главным образом, к оксидированной металлической подложке. В покрытия также содержатся фазы ZrP₂O₇ и CaZr₄(PO₄)₆. С увеличением напряжения микродугового процесса до 250...300 В и ростом кальций-фосфатного слоя растет объемная доля фазы CaZr₄(PO₄)₆. Также с ростом толщины покрытия происходит увеличение эффективной толщины рассеивания рентгеновских лучей, поэтому интенсивность фаз ZrP₂O₇, ZrO₂, а также Zr, принадлежащие в большей степени цирконию с металлической подложки, значительно уменьшается.

Что касается покрытий, полученных из электролитов на основе синтезированного гидроксиапатита, уже при напряжении 200 В формируется кальций-фосфатный слой, состоящий в основном из

CaZr₄(PO₄)₆, тогда как рефлексы фаз ZrP₂O₇, ZrO₂ и Zr становятся менее интенсивными. Увеличение напряжения до 250...300 В практически не влияет на фазовый состав покрытий.

В табл. 3 приведены относительные объемные доли фаз кальций-фосфатных покрытий, полученных в двух типах электролитов. С ростом напряжения микродугового процесса происходит увеличение объемной доли фазы CaZr₄(PO₄)₆ и уменьшение объемной доли фазы Zr, причем в случае электролита на основе синтезированного гидроксиапатита содержание фазы Zr намного меньше даже в случае тонких покрытий, полученных при напряжении микродугового процесса 200 В.

На основе рентгенограмм по уширению малоугловых рентгеновских линий [5] был рассчитан средний размер кристаллитов кальций-фосфатных покрытий. На рис. 3 приведены средние размеры кристаллитов (*D*) основных фаз, составляющих кальций-фосфатное покрытие. Размеры кристаллитов (или ОКР) для всех фаз, формирующихся в процессе микродугового оксидирования на поверхности циркониевой подложки, составляют 100 нм. Отметим, что по темнопольным изображениям, приведенным на рис. 1 и 2, в, г определено, что размеры кристаллитов варьируют в пределах 10...300 нм. Так как с помощью формулы Селякова – Шеррера можно с удовлетворительной точностью определить размеры кристаллитов (ОКР) не более 100 нм, то данные, полученные методом электронной микроскопии не только коррелируют с результатами рентгеноструктурного анализа, но и дополняют их.

Вывод

Проведенные исследования микроструктуры кальций-фосфатных покрытий позволили установить, что вне зависимости от технологического режима микродуговой обработки и природы используемого гидроксиапатита на поверхности циркония формируется многофазное нанокристаллическое покрытие. Установлено, что увеличение напряжения микродугового оксидирования приводит к росту разме-

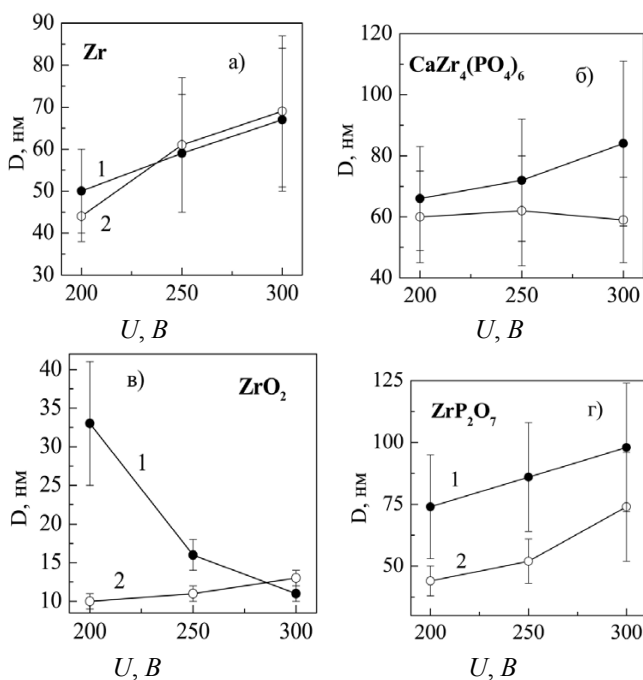


Рис. 3. Зависимости среднего размера кристаллитов фаз от величины импульсного напряжения микродугового процесса



ра кристаллитов фаз кальций-фосфатного покрытия. Использование совокупности методов просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа позволило детально исследовать структурные особенности кальций-фосфатного покрытия.

Авторы признательны с.н.с. лаб. ФНБ ИФПМ СО РАН Легостаевой Е.В. за участие в выполнении части эксперимента.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы проекта «Разработка научно-методических основ создания биоконструктивных «наноструктурный металл – наноструктурное покрытие» на основе титана, циркония, ниобия и их сплавов, фосфатов кальция или оксинитридов титана для медицинских имплантатов нового поколения в применении к регенеративной и сердечно-сосудистой хирургии», соглашение №8036; РФФИ, грант №12-03-00903-а.

Список литературы

1. Добромислов А.В., Талуц Н.И. Структура циркония и его сплавов. – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 228 с.
2. Энгле М. Биоматериалы и биоминерализация / пер. с нем. под ред. В.Ф. Пичугина, Ю.П. Шаркеева, И.А. Хлусова. – Томск: Изд-во «Ветер», 2007. – 137 с.
3. Шапкина Г.А., Шаркеев Ю.П., Колобов Ю.Р., Карлов А.В. Кальций-фосфатное покрытие на титане и титановых сплавах и способ его нанесения. Патент РФ № 2291918. Оpubл. 20.01.2007, бюл. № 2.
4. Шаркеев Ю.П., Колобов Ю.Р., Карлов А.В. и др. Структура, механические характеристики и остеогенные свойства биоконструктивного материала на основе субмикроструктурного титана и микродугового кальций-фосфатного покрытия // Физическая мезомеханика – 2005. – Т. 8. – Спец. выпуск. – С. 83–86.
5. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов В.Н. и др. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – М.: Металлургия. – 1982. – 632 с.

Microstructure of the calcium-phosphate coating formed on the zirconium surface by micro-arc technology

K.S. Kulyashova, Yu.P. Sharkeev, V.A. Bataev, V.S. Lozhkin, S.V. Fortuna

The microstructure of the microarc calcium-phosphate coating formed on the zirconium surface in the two types of electrolytes is represented. The first type of electrolytes based on the synthetic hydroxyapatite, second one based on its biological analog.

Key words: microstructure, micro-arc oxidation, calcium-phosphate coating, hydroxyapatite.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО СЕРЕБРА, НАНЕСЕННОГО НА ПОВЕРХНОСТЬ НОСИТЕЛЯ СИЛИКАТНО-ФОСФАТНОЙ ПРИРОДЫ*

О.В. МАГАЕВ, канд. хим. наук, доцент
Г.В. МАМОНТОВ, ст. науч. сотр.
А.А. КРЕЙКЕР, мл. науч. сотр.
А.С. КНЯЗЕВ, ст. науч. сотр.
(ТГУ, г. Томск)
Е.В. ЛЕОНОВА, ст. науч. сотр.
Е.Б. МАКАРОВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 5 октября 2012 года

Магаев О.В. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36. Томский государственный университет,
e-mail: mov_26@mail.ru

Методами температурно-программированного окисления/восстановления (ТПО/ТПВ) и электронной спектроскопии диффузного отражения рассматривается вероятная локализация серебра в системах силикатно-фосфатной природы в нескольких формах: в виде наночастиц (более 20 нм), закрепленных на силикатной матрице, и в виде более мелких наночастиц (2...20 нм), связанных с фосфатной компонентой систем. Именно введение фосфата дает возможность обратимо окислять/восстанавливать серебро в системах. Применение этого свойства позволяет разрабатывать высокоэффективные катализаторы окисления органических веществ.

Ключевые слова: серебро, наночастица, силикатно-фосфатная матрица, катализатор.

Введение

Функциональные материалы на основе серебра, распределенного на поверхности силикатных носителей, имеют широкое применение в качестве гетерогенных катализаторов различных процессов: парциального окисления метанола в формальдегид [1], восстановления токсичных оксидов азота метаном, а также как оптические материалы [2]. Для повышения функциональных свойств в такие системы вводят добавки алюминия, циркония, фосфора и др. В литературе широко обсуждается поведение серебра в кристаллических силикатных системах (таких, как кристобалит, алюмосиликаты, цеолиты и т.п.) [1, 3, 4]. В [1] обсуждаются формы локализации серебра в алюмосиликатной матрице и возможность восстановления серебра из ионного состояния. Помимо силикатных систем широкое применение находят и фосфатные стекла с иммобилизованными наночастицами серебра [5]. Но при этом особенности поведения серебра в аморфных силикатных и силикатно-фосфатных системах практически не изучены. Основное отличие аморфной силикатной структуры от кристаллической модификации с точки зрения по-

верхности заключается в количестве -ОН групп и их локализации.

В работе [6] авторами разработана каталитическая система парциального окисления этиленгликоля в глиоксаль, представляющая собой аморфную силикатно-фосфатную матрицу с распределением наночастиц серебра от 5 до 80 нм. В статьях [7, 8] этих же авторов говорится, что введение фосфорсодержащего модификатора на поверхность поликристаллического серебра приводит к формированию полифосфатного слоя на поверхности катализатора, обеспечивающего диффузию серебра из объема к поверхности за счет катионселективной проводимости. В связи с этим для нас был интересен ряд работ, посвященных обратимым процессам окисления/восстановления серебра в различных условиях. В [9, 10] авторами показано, что в водном растворе в присутствии полифосфата возможно восстановление серебра из ионного состояния, при этом фосфат препятствует процессам агрегации серебра в достаточно большие наночастицы, также возможна стабилизация серебра в кластерном состоянии в присутствии полифосфата в течение длительного времени. Кроме

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

того, показан механизм образования наночастиц серебра, но при этом не обсуждается возможность его обратимого окисления/восстановления.

В работе проведено изучение возможности обратимого поведения серебра в аморфных системах различного состава. Для определения возможных форм локализации серебра в силикатно-фосфатных системах были синтезированы и изучены модельные системы: 7 масс. % серебра, нанесенного на поверхность мезопористого аэрогеля диоксида кремния – Ag/SiO_2 и ортофосфат серебра, нанесенный на поверхность этого же аэрогеля – $\text{Ag}_3\text{PO}_4/\text{SiO}_2$.

Экспериментальная часть

Матрица-носитель для изучаемых в настоящей работе модельных систем, представляющая собой мезопористый аэрогель SiO_2 , была синтезирована золь-гель методом в присутствии порообразователя и катализатора по методике, изложенной в [10]. Тетраэтоксисилан (ТЭОС) использовался как источник оксида кремния, полиэтиленоксид (ПЭО) как полимерный порообразователь, в качестве катализатора гидролиза и поликонденсации использовалась азотная кислота. Кремневые гели созревали в течение трех суток при 50°C . Затем образцы промывались дистиллированной водой и погружались в 25 %-й раствор аммиака на 10 суток. После этого образцы высушивались при комнатной температуре в течение суток, потом подвергались термической обработке со скоростью нагрева $0,1$ град/мин.

Синтез наночастиц серебра в пористой системе монолита осуществлялся путем пропитки образцов в растворах нитрата серебра (для системы Ag/SiO_2) или аммиачного комплекса ортофосфата серебра (для системы $\text{Ag}_3\text{PO}_4/\text{SiO}_2$). После заполнения пор раствором образцы высушивались при 100°C , затем прокаливались в атмосфере Ag при 600°C в течение пяти часов. Итоговое содержание серебра в композите – 7,0 % (по данным рентгено-флуоресцентного анализа).

Системы подвергались серии циклических окислительных/восстановительных обработок в режимах температурно-программированного окисления (ТПО) и температурно-программированного восстановления (ТПВ) на хемосорбционном анализаторе «ChemiSorb 2750» (Micromeritics, USA). Окисление в режиме ТПО проводилось в газовой смеси 10 об. % O_2/Ag при скорости потока 20 мл/мин, скорости нагрева $10^\circ\text{C}/\text{мин}$ до 650°C с выдерживанием образца при этой температуре в течение 10 мин и последующим охлаждением до комнатной температуры со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{мин}$. ТПВ проводилось до температуры 650°C в газовой смеси 10 об. % H_2/Ag при скорости

потока 20 мл/мин со скоростью нагрева $10^\circ\text{C}/\text{мин}$. Для определения доли подвижного серебра (отношение количества восстановленного серебра к общему содержанию) была проведена серия калибровочных экспериментов по восстановлению в тех же условиях стандарта Ag_2O (Micromeritics, USA); по нескольким точкам в интервале масс 5-200 мг Ag_2O была построена калибровочная прямая ($R^2 = 0,9992$).

Изучение состояния серебра проводилось методом электронной спектроскопии диффузного отражения (ЭСДО) на спектрометре Evolution 600.

Результаты и обсуждение

Методом температурно-программированного восстановления (ТПВ) изучена кинетика восстановления серебра в системах. Для того чтобы интерпретировать, из какой формы происходит восстановление серебра, были получены профили ТПВ оксида серебра, ортофосфата серебра и пирофосфата серебра, смешанных с кварцем в качестве инертного разбавителя (рис. 1). Показано, что восстановление оксида серебра (кривая 1) происходит в интервале температур $90\text{...}190^\circ\text{C}$ с максимумом скорости восстановления при температуре 130°C . На профилях ТПВ фосфатов (кривые 2, 3) наблюдается трехпиковая картина: максимумы скорости восстановления для ортофосфата серебра при температурах 215, 300 и 415°C , для пирофосфата – 240, 350 и 415°C . Появление сложного профиля можно связать с особенностями протекания топохимических реакций. Важно отметить, что восстановление серебра из ортофосфата (кривая 2) начинается при более низких температурах, чем восстановление из пирофосфата (кривая 3). Это указывает на то, что при увеличении степени конденсации фосфата увеличивается его стабилизирующая активность по отношению к серебру. На основании этого можно предположить, что восстановления серебра из полифосфата серебра должно происходить при еще более высоких температурах.

На рис. 2 представлены профили ТПВ, полученные от модельной системы Ag/SiO_2 , предварительно окисленной в режиме ТПО до температуры 400°C . Для этой системы характерно наличие восстановления в области температур от -10 до $+120^\circ\text{C}$, при этом степень восстановленного серебра снизилась от 6 до 3,6 % при переходе от первой ко второй ТПО/ТПВ обработке. Низкая степень восстановления серебра указывает на то, что в выбранных условиях лишь небольшая часть серебра локализована на центрах поверхности с низкой энергией связи, а выбранного температурного интервала для проведения ТПВ недостаточно для восстановления серебра из более

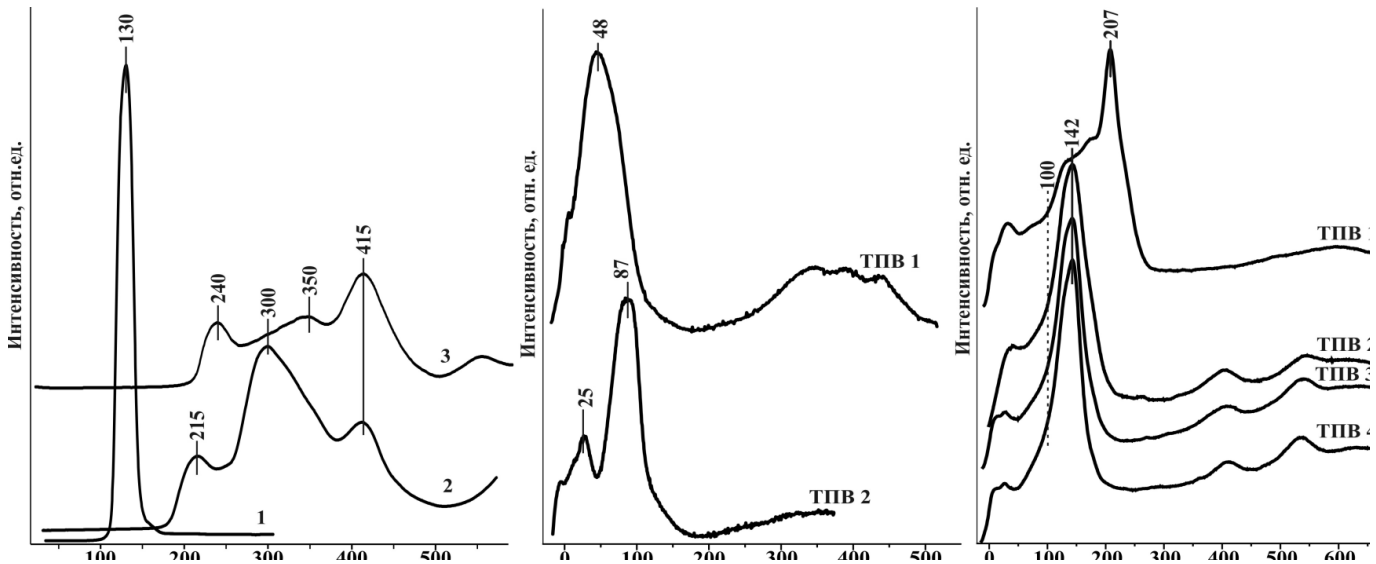


Рис. 1. Профили ТПВ оксида серебра (1), механических смесей кварца с Ag_3PO_4 (2) и $Ag_2P_2O_7$ (3)

Рис. 2. Профили ТПВ системы Ag/SiO_2 при серии ТПО/ТПВ обработок

Рис. 3. Профили ТПВ системы Ag_3PO_4/SiO_2 при серии ТПО/ТПВ обработок

прочносвязанных форм. Вторая причина появления низкотемпературного пика восстановления серебра может быть связана с наличием на поверхности исследуемого образца уже восстановленных частиц серебра (не окислившись в режиме предварительного окисления). Тогда на их поверхности адсорбируется кислород, восстановление которого наблюдается в обсуждаемом низкотемпературном диапазоне [10].

Для модельной системы Ag_3PO_4/SiO_2 наблюдается более сложная картина восстановления серебра (рис. 3). На профилях ТПВ присутствуют как пики в области температур ниже 100 °С, наблюдаемые для предыдущей системы, так и пики восстановления, обусловленные введением в систему фосфата. Пик с максимумом при температуре 207 °С, наблюдаемый при первом восстановлении (ТПВ 1), связан с тем, что в свежеприготовленной системе фосфат химически не связан с поверхностью силикатной матрицы, поэтому восстановление происходит из свободного ортофосфата серебра. Температурный интервал обсуждаемого пика восстановления совпадает с первым пиком, полученным при ТПВ ортофосфата серебра (см. рис. 1). Небольшое смещение в область низких температур может быть связано с островковым характером распределения ортофосфата серебра вдоль поверхности носителя.

При втором и последующих ТПВ восстановление серебра происходит уже из фосфата, химически связанного с силикатной матрицей; в профилях ТПВ наблюдается пик с максимумом при температуре 142 °С. Также, можно заметить появление двух пиков восстановления в области температур > 350 °С, что связано с возможностью обратимой локализации серебра на силанольных группах [10]. При первом ТПВ эти пики

не наблюдались, так как почти все серебро было локализовано на фосфате (степень восстановления серебра – 85,3 %); после первого восстановления за счет частичной потери фосфата и его закрепления на силикатной матрице [10] количество серебра, локализованного на фосфате, уменьшилось (доля восстановленного серебра снизилась до 53,2 %), поэтому увеличилось количество серебра, локализованного на поверхности силикатной матрицы.

На рис. 4 представлены профили ТПВ, полученные при восстановлении катализатора парциального окисления этиленгликоля в глиоксаль. Эта система отличается от предыдущих образцов большим содержанием фосфата (более 20 мас % P_2O_5). На ТПВ профилях наблюдается один пик восстановления серебра. При первом восстановлении максимум пика находится при температуре 240 °С и пик имеет значительное плечо вплоть до температур 500 °С. Такой характер ТПВ профиля может быть связан с тем, что серебро равномерно распределено по силикатно-фосфатной матрице и процесс его восстановления лимитируется диффузией серебра из объема к поверхности катализатора. Ранее в работе [7, 8] при исследовании распределения серебра в каталитической системе методом РФЭС под действием H_2 -содержащей реакционной среды на основании анализа химического состава поверхности и объема гранул катализатора было показано, что практически все количество активного компонента диффундирует из объема гранулы катализатора на его поверхность. В настоящей работе при проведении серии последовательных окислительных/восстановительных обработок наблюдается уменьшение ширины пика восстановления и смещение его максимума в область

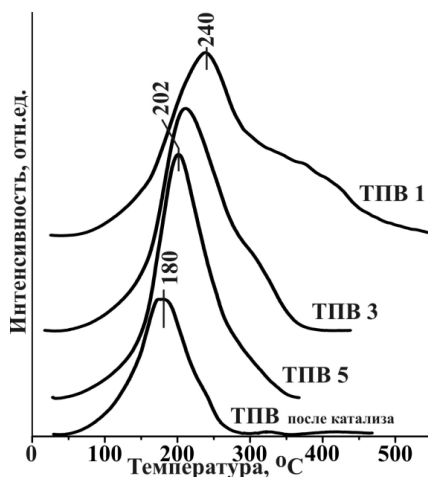


Рис. 4. Профили ТПВ катализатора при серии ТПО/ТПВ обработок

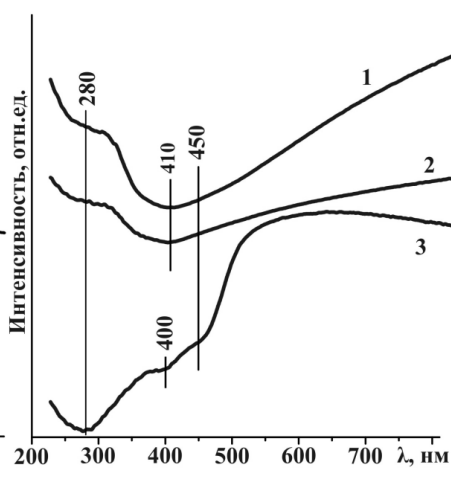


Рис. 5. Спектры ЭСДО, полученные от систем Ag/SiO_2 после ТПВ (1) и $\text{Ag}_3\text{PO}_4/\text{SiO}_2$ после ТПВ (2) и ТПО (3)

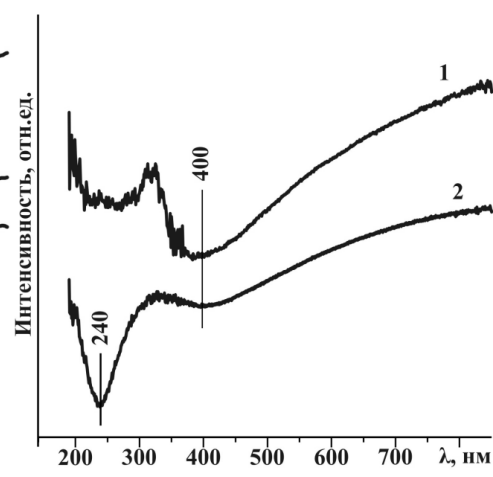


Рис. 6. Спектры ЭСДО, полученные от катализатора после ТПО (1) и ТПВ (2) обработок

низких температур, т. е. происходит локализация серебра в приповерхностной области катализатора, и диффузионные затруднения не накладываются на характер восстановления серебра (ТПВ1-ТПВ5). На профиле ТПВ, полученном от катализатора, выдержанного в окислительно-восстановительных условиях каталитического процесса окисления этиленгликоля в глиоксаль в течение 100 ч (ТПВ после катализа), происходит смещение максимума пика восстановления серебра до температуры 180 °С, а также уменьшается общее количество подвижного серебра от 48 (ТПВ 5) до 23 %. При повторном цикле ТПО/ТПВ для катализатора, обработанного в условиях каталитического процесса синтеза глиоксала, получен такой же профиль восстановления. Это указывает на то, что поверхность катализатора приходит в стационарное состояние под действием реакционной среды. За счет большого содержания фосфата в катализаторе восстановление серебра происходит главным образом из полифосфата серебра, поэтому максимум пика восстановления находится в области более высоких температур, чем для системы $\text{Ag}_3\text{PO}_4/\text{SiO}_2$. Еще одним важным отличием, на которое стоит обратить внимание, является то, что профиль ТПВ катализатора не содержит пиков восстановления в области ниже 100 °С (рис. 4). Это говорит о том, что на поверхности катализатора нет доступного силиката, способного необратимо стабилизировать серебро.

Методом ЭСДО исследовано состояние серебра в системах. На рис. 5 представлены спектры диффузного отражения, полученные от модельной системы Ag/SiO_2 в восстановленном состоянии (кривая 1) и системы $\text{Ag}_3\text{PO}_4/\text{SiO}_2$ в восстановленном и окисленном состояниях (кривые 2 и 3), на рис. 6 – спектры, полученные от катализатора. Для всех систем характерно наличие полосы поглощения (ПП) с макси-

мумом при 400 нм, появление которой обусловлено наличием мелких наночастиц серебра (2...20 нм) [9, 10]. Для восстановленных систем характерно смещение максимума поглощения в область больших длин волн, что указывает на увеличение размера частиц серебра [10]. Для систем Ag/SiO_2 и $\text{Ag}_3\text{PO}_4/\text{SiO}_2$ также есть вклад ПП с максимумом при $\lambda = 450$ нм, наличие которой указывает на присутствие достаточно крупных частиц серебра или их агломератов [12]. Следует заметить, что для окисленной системы $\text{Ag}_3\text{PO}_4/\text{SiO}_2$ (рис. 5, кривая 3) эта полоса сохраняется, что указывает на то, что эта часть серебра локализована необратимо и при окислении именно эти частицы адсорбируют кислород, восстановление которого наблюдается при ТПВ в области температур ниже 100 °С.

В области длин волн 250...350 нм для всех систем наблюдается поглощение. Из литературных данных [10] следует, что часть серебра в системах локализована в кластерном виде. Для систем, находящихся в окисленном состоянии, эта полоса имеет более выраженный характер, чем для восстановленных систем, что указывает на процессы диспергирования серебра при окислении. Для системы Ag/SiO_2 эта полоса имеет менее выраженный характер, так как серебро необратимо локализовано в виде больших наночастиц. Поэтому можно предположить, что спектр ЭСДО для окисленной системы Ag/SiO_2 практически не должен отличаться от восстановленной системы.

Выводы

Из данных ТПВ и ЭСДО следует, что в силикатных и фосфатно-силикатных системах серебро локализуется в нескольких формах. Первая форма представляет собой необратимо локализованные на

SiO₂ достаточно крупные наночастицы серебра (системы: Ag/SiO₂ и Ag₃PO₄/SiO₂), окисление которых дает легковосстанавливаемые, высокореакционноспособные центры. Такие центры проявляют высокую активность в процессах глубокого окисления органических веществ [9, 10]. Вторая форма – это подвижная часть серебра, которая возникает при введении на поверхность силикатной матрицы фосфатного модификатора. В восстановленном состоянии эта форма серебра находится в виде наночастиц, при окислении размер частиц уменьшается, и значительная часть серебра переходит в кластерное состояние. При значительном содержании фосфата (катализатор синтеза глиоксаля) отсутствует первая форма локализации серебра, а следовательно, не происходит образования оксидоподобных форм адсорбированного кислорода, что делает катализатор высокоэффективным в процессе парциального окисления этиленгликоля в глиоксаль [10].

Понимание процессов, происходящих при организации активных центров на поверхности каталитических систем, позволяет получать все более высокоэффективные катализаторы синтеза ценных органических веществ. Также это приводит к разработке новых подходов синтеза функциональных материалов.

Список литературы

1. Dai W.-L., Cao Y., Ren L.-P., Yang X.-L., Xu J.-H., Li H.-X., He H.-Y., Fan K.-N. Ag-SiO₂-Al₂O₃ composite as highly active catalyst for the formation of formaldehyde from the partial oxidation of methanol // *J. Catal.*, – 2004. – V. 228. – P. 80–91.
2. M. Mattarelli, M. Montagna, E. Moser Silver to erbium energy transfer in phosphate glasses // *Journal of Non-Crystalline Solids.* – 2007. V. 353. – P. 498–501.
3. Брайловский С.М., Темкин О.Н., Трофимова И.В. Окисление спиртов на металлах подгруппы меди // *Проблемы кинетики и катализа.* – 1985. – Т. 19. – С. 146–175.
4. Грушевский В.В., Матвейчук С.В., Богданчикова Н.Е., Дулин М.Н., Давыдов А.А., Макалун В.Н. Наблюдение двухпиковой структуры плазменного резонанса в агломератах частиц серебра на подложках // *Поверхность (Физика, химия, механика).* – 1992. – № 1. – С.102–107.
5. L. Baia, M. Baia, W. Kiefer, J. Popp, S. Simon Structural and morphological properties of silver nanoparticles-phosphate glass composites // *Chemical Physics.* – 2006. – V. 327. – P. 63–69.
6. Водянкина О.В., Князев А.С., Магаев О.В., Изаак Т.И. «Катализатор для синтеза глиоксаля и способ синтеза глиоксаля», патент РФ № 2340395 заявл. 26.04.2007, опубл. 10.12.2008 г.
7. Князев А.С., Боронин А.И., Водянкина О.В., Кощев С.В., Курина Л.Н. Роль фосфатов в промотировании серебряных катализаторов парциального окисления. I. Структура и свойства фосфатов на поверхности поликристаллического серебра // *Кинетика и катализ.* – 2005. – Т. 46. – № 1. – С. 153–160.
8. Князев А.С., Магаев О.В., Водянкина О.В., Тутков А.И., Саланов А.Н., Кощев С.В., Боронин А.И. Роль фосфатов в промотировании серебряных катализаторов парциального окисления. II. Формирование активных центров в структуре фосфата серебра под действием восстановительной среды // *Кинетика и катализ.* – 2005. – Т. 46. – № 1. – С. 161–166.
9. Еришов Б.Г., Абхалимов Е.А. Механизм нуклеации серебра при радиационно-химическом восстановлении его ионов в водных растворах, содержащих полифосфат // *Коллоидный журнал.* – 2006. – Т. 68. – № 4. – С. 459–466.
10. Магаев О.В. Серебросодержащие наноструктурированные катализаторы процесса парциального окисления этиленгликоля в глиоксаль: дис... канд. хим. наук. – Томск: ТГУ, 2008. – 118 с.

Functional materials based on highly dispersed silver, deposited on the surface of the carrier silicate-phosphate nature

O.V. Magaev, G.V. Mamontov, A.A. Kreyker, A.S. Knyazev, E.V. Leonova, E.B. Makarova

Methods of temperature-programmed oxidation / reduction (TPO / TPV) and electronic diffuse reflectance spectroscopy study the nature of reversible oxidation-reduction of silver in amorphous silicate and silicate-phosphate matrix. It is shown that it is possible localization of silver in the systems in several ways: in the form of large nanoparticles (20 nm), irreversibly attached to the silicate matrix in the form of smaller nanoparticles (2-20 nm) associated with the phosphate component systems. That allows the introduction of phosphate-oxidize reversibly recover silver systems. Using this property allows us to develop highly efficient catalysts for the oxidation of organic substances.

Key words: Silver nanoparticle catalyst, silicate-phosphate matrix.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО БАЗАЛЬТОВОГО ПОРОШКА И ПОКРЫТИЙ НА ЕГО ОСНОВЕ*

И.В. НАЗАРОВ, аспирант

А.В. СОБАЧКИН, аспирант

В.И. ЯКОВЛЕВ, канд. техн. наук, доцент

А.А. СИТНИКОВ, доктор техн. наук, профессор

(АЛТГТУ им. И. И. Ползунова, г. Барнаул)

Д.О. МУЛЬ, аспирант

О.Г. ЛЕНИВЦЕВА, аспирант

(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 5 сентября 2012 года

Назаров И.В. – 656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46,
Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова, e-mail: anicpt@rambler.ru

Исследованы химический состав, структура и микротвердость многокомпонентных механоактивированных базальтовых порошков и покрытий на их основе. Было показано, что нанесение базальтового покрытия детонационно-газовым методом приводит к неравномерному распределению химических элементов по площади покрытия, но при этом сформированное покрытие обладает высокой микротвердостью, что увеличит износостойкость деталей с базальтовым покрытием.

Ключевые слова: износостойкие покрытия, детонационно-газовое напыление, многокомпонентный механоактивированный базальтовый порошок.

Введение

Для детонационного напыления повсеместно используются металлические порошковые материалы. Однако в современных условиях при возрастающей стоимости компонентов таких порошковых составов, следует искать определенные, более дешевые заменители. Причем покрытия, полученные в результате напыления таких материалов, не будут уступать металлическим, и возможно даже превосходить их.

На сегодняшний день в состав многих порошковых смесей входят различные оксиды, получаемые и вводимые в смесь отдельно друг от друга [1]. Однако в природе встречаются соединения этих оксидов на атомарном уровне. Целесообразно, прежде всего, использовать минеральное сырье, которое является широко распространенным и имеет невысокую себестоимость [2]. Из минерального сырья можно выделить базальт, который обладает рядом неоспоримых преимуществ перед другими материалами:

• прочность изделий из базальта в 15 раз выше стали, а плотность (а значит, и вес) в 4 раза меньше;

• гарантия на трубы, арматуру и прочие изделия из базальта – до 50 и более лет, они не ржавеют;

• базальтовые изделия инертны к кислотной и щелочной среде;

• в трубах и котлах из базальта не осаждаются накипь и осадки;

• изделия из базальта могут «дышать», поэтому они выдерживают температуру от минус 200 °С до плюс 200 °С;

Базальт – вулканическая порода основного состава нормальной щелочности из семейства базальтов; главные минералы – клинопироксен (оксиды магния, марганца, железа, кремния) и кальциевый плагиоклаз (оксиды натрия, кремния, алюминия), иногда оливин, ортопироксен; основная масса сложена этими же минералами (без оливина) и магнетитом в стекле (или без него).

Актуальным является использование базальта в современной промышленности [2]. Так, например, волокна из базальтовых пород обладают высокой природной исходной прочностью, стойкостью к воздействию агрессивных сред, долговечностью,

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

электроизоляционными свойствами, производятся из природного, экологически чистого сырья. Поэтому базальтовые волокна перспективны для применения в промышленности, строительстве, энергетике.

Однако использование базальта для производства волокон – лишь одно из направлений применения базальта. Кроме того, развиваются и отрасли базальтового литья, производства газо-базальтовых изделий (газобазальтовые блоки), базальтовой нити, ваты и др. К перспективным стоит отнести и применение базальтового сырья в качестве порошка (как в чистом виде, так и в составе композита) для напыления защитных покрытий.

Целью настоящей работы является исследование химического состава, структуры и некоторых свойств базальтового покрытия, нанесенного детонационно-газовым методом.

Методика проведения исследований

Процесс нанесения базальтового покрытия детонационно-газовым методом

Для напыления покрытий использовалась установка детонационного напыления «Катунь-М».

Перед напылением покрытия необходимо пройти ряд подготовительных этапов. На первом этапе базальтовая крошка была перемолота в планетарной шаровой мельнице АГО-2С, механоактивирована и просеяна на 3 фракции (< 63 мкм, 63...100 мкм, 100...200 мкм). Затем полученный порошок подвергли сушке в течение 1,5 часов при температуре 200 °С. На следующем этапе поверхность детали, представляющая собой стальную пластину марки Ст3 размером 50×40 мм, для очищения от загрязнения, коррозии, влаги, а также ее активации подверглась пескоструйной обработке.

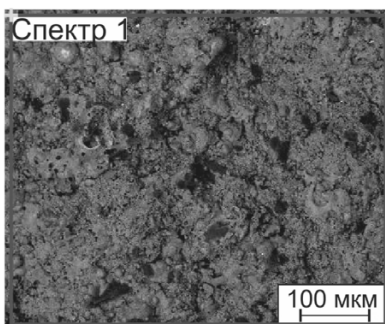


Рис. 2. Базальтовое покрытие. Спектр 1 – Область исследования химического состава

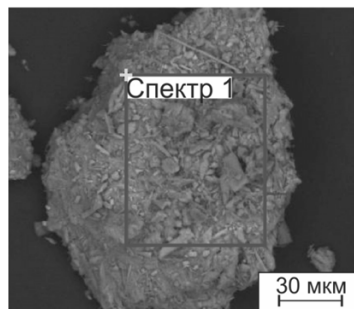


Рис. 1. Частичка базальтового порошка. Спектр 1 – область исследования химического состава

Непосредственно перед напылением была произведена настройка дозирующего устройства. Для достижения необходимой толщины покрытия в 100 мкм масса навески базальтового порошка должна была составлять 30...40 мг за один выстрел.

В ствол установки подавалась взрывчатая смесь, состоящая из пропан-бутана и кислорода. Одновременно с этим транспортирующим сжатым воздухом в канал ствола подавался базальтовый порошок из игольчатого дозатора. Газопорошковая смесь поджигалась искрой свечи воспламенителя. Базальтовый порошок в стволе разгонялся продуктами детонации и наносился на подложку напыляемой стальной пластины. Процесс повторялся до тех пор, пока не формировалось покрытие необходимой толщины.

Химический состав порошка и покрытия

Для исследований химического состава был использован базальтовый порошок. Эксперимент был проведен с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для энергодисперсионного химического анализа EDS «INCA X-ACT» производства фирмы «Oxford Instruments».

Таблица 1

Химический анализ содержащихся элементов в частичке базальтового порошка

Элемент	Весовой, %	Атомный, %
O	55,53	71,34
Mg	7,88	6,66
Al	7,06	5,38
Si	16,63	12,17
Ca	4,74	2,43
Fe	8,22	3,03

При исследовании частички порошка (рис. 1) химический анализ показал содержание элементов, которое представлено в табл. 1.

Все эти компоненты находятся в виде соединений

друг с другом (наиболее вероятно, что это оксиды, диоксиды). Исследования химического состава покрытия на основе этого базальтового порошка (рис. 2) области «Спектр 1» показал наличие элементов в соотношении, указанном в табл. 2. Наличие таких элементов, как Na, Ti, K, указывает на то, что при исследовании частицы порошка

Таблица 2

Химический состав базальтового покрытия

Элемент	Весовой, %	Атомарный, %
O	52,26	68,28
Na	1,20	1,09
Mg	6,08	5,23
Al	7,27	5,63
Si	17,27	12,86
K	0,41	0,22
Ca	5,68	2,96
Ti	0,79	0,35
Fe	9,04	3,38

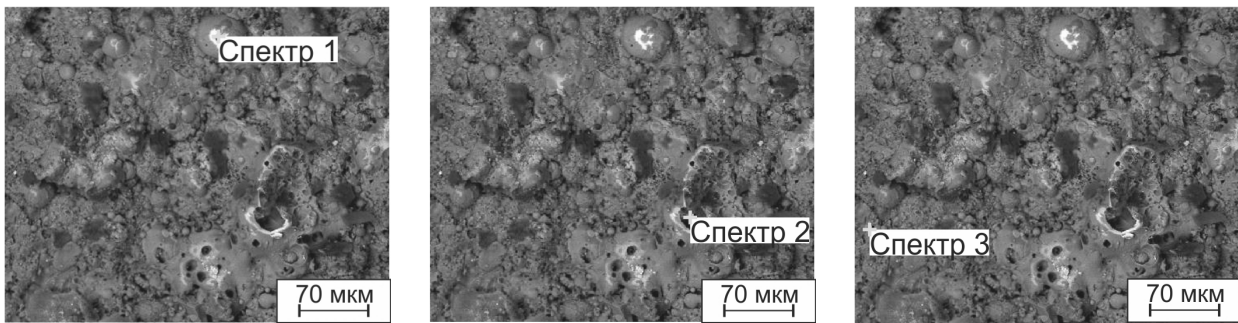


Рис. 3. Исследуемая область базальтового покрытия

Таблица 3

Химический состав базальтового покрытия в трех точках исследуемой области

Спектр 1 (рис. 6)			Спектр 2 (рис. 6)			Спектр 3 (рис. 6)		
Элемент	Вес., %	Атом., %	Элемент	Вес., %	Атом., %	Элемент	Вес., %	Атом., %
C	8,53	13,59	C	51,60	68,58	C	6,20	10,14
O	51,65	61,81	O	17,96	17,92	O	50,99	62,61
Na	1,05	0,87	Na	0,50	0,35	Na	0,33	0,28
Mg	3,13	2,47	Mg	0,33	0,22	Mg	4,08	3,30
Al	7,09	5,03	Al	4,17	2,46	Al	9,22	6,71
Si	15,67	10,69	Si	6,02	3,42	Si	16,06	11,23
Ca	7,59	3,63	Ca	12,50	4,98	Ca	8,13	3,98
Ti	1,58	0,63	Cl	0,53	0,24	Ni	0,56	0,19
Fe	3,70	1,27	Fe	6,39	1,83	Fe	4,43	1,56

Структура базальтового покрытия

не были выявлены, но в покрытии они присутствуют. Это указывает на то, что эти элементы содержатся в порошке, но в малом количестве.

Для установления равномерности распределения химических элементов в составе базальтового покрытия был проведен анализ в трех точках исследуемой области покрытия (рис. 3).

Химический анализ показал неравномерное распределение элементов в покрытии (табл. 3). К этому привели потери во время процесса напыления и неравномерное дозирование порошка в элементном соотношении.

Для исследования общей структуры покрытия были подготовлены микрошлифы. Микроструктура была выявлена при помощи 3 %-го спиртового раствора азотной кислоты, а при исследовании тонкой структуры покрытий применяли химическое травление в течение 5 минут водным раствором 20 %-й красной кровяной соли $K_3[Fe(CN)_6]$ и 20 % KOH.

Исследования общей (рис. 4) и тонкой (рис. 5) структуры проводились на оптическом микроскопе Carl Zeiss AxioObserver Z1. Покрытие является плотным без отслоений, что означает хорошее сцепление покрытия с основой (адгезия), многослойным, как это видно из рисунка, и без видимых пор и трещин.

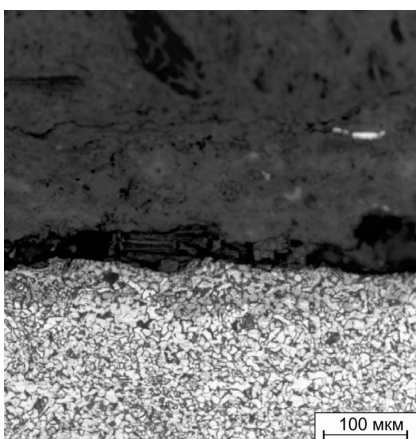


Рис. 4. Общая структура базальтового покрытия

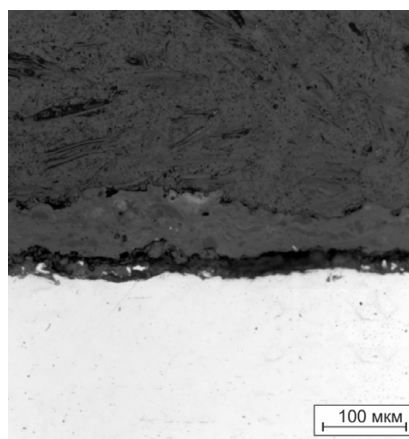


Рис. 5. Тонкая структура базальтового покрытия

Исследование микротвердости базальтового покрытия

Для измерения микротвердости использовался микротвердомер Model 402 MVD для проведения испытаний по Виккерсу с возможностью режимов работы в автоматическом и ручном режиме в диапазоне нагрузок 0,01...2 кг. Измерение твердости проводилось на слое покрытия, нагрузка на индентор составляла 100 г. По всей длине покрытия было проведено 8 уколов (табл. 4).

Таблица 4

Испытания по микротвердости

Номер укола	Показания по Викерсу
1	393 HV
2	497 HV
3	512 HV
4	428 HV
5	467 HV
6	482 HV
7	404 HV
8	602 HV
Среднее значение	473 HV

Среднее значение микротвердости покрытия составило 473 HV, что в 3,5 раза выше микротвердости основного металла (134 HV), а на некоторых участках микротвердость достигает 600...670 HV, что в 4,5–5 раз выше микротвердости основного металла – это увеличит износостойкость детали с базальтовым покрытием.

Вывод

В результате исследований было выявлено, что нанесение базальтового покрытия детонационно-газовым методом приводит к неравномерному распределению химических элементов по площади покрытия, но при этом сформированное покрытие обладает высокой микротвердостью – это увеличит износостойкость деталей с базальтовым покрытием.

Список литературы

1. *Разработка* и внедрение технологии ДГН для восстановления коренных вкладышей блоков дизелей А-01, А-41 [Текст]: Отчет о НИР / АНИТИМ; Руководитель К.М. Зеров. – № к/д 123/83. – Барнаул, 1986. – 31 с.
2. *Джигирис Д.Д.* Основы производства базальтовых волокон и изделий [Текст] / Д.Д. Джигирис, М.Ф. Махова. – М.: Теплоэнергетик, 2002. – 416 с.

Structure and properties of multicomponent mechanoactivated basalt powder and coating on its basis

I.V. Nazarov, A.V. Sobachkin, V.I. Yakovlev,
A.A. Sitnikov, D.O. Mul, O.G. Lenivtseva

The chemical composition, structure and microhardness multicomponent mechanoactivated basalt powders and coatings based on them. It has been shown that the application of basalt cover detonation-gas method leads to an uneven distribution of chemical elements in coverage, but the formed coating has high microhardness, increasing the wear resistance of parts with basalt cover.

Key words: wear-resistant coatings, detonation-gas spraying, multicomponent mechanoactivated basalt powders.

МОРФОЛОГИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СВС-КОМПОЗИТОВ*

А.В. СОБАЧКИН, аспирант

И.В. НАЗАРОВ, аспирант

В.И. ЯКОВЛЕВ, канд. техн. наук, доцент

*А.А. СИТНИКОВ, доктор техн. наук, профессор
(АлтГТУ им. И. И. Ползунова, г. Барнаул)*

П.С. ЯРЦЕВ, аспирант

(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 5 сентября 2012 года

Собачкин А. В. – 656038, Алтайский край, г. Барнаул, пр. Ленина, д. 46,
ФГБОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова»,
e-mail: anicpt@rambler.ru

Настоящая работа посвящена изучению тонкой структуры и химического состава многокомпонентных, механоактивированных СВС-композиатов, а также наплавленных электродуговым способом покрытий на их основе. Кроме того, в полученных покрытиях исследованы микроструктура, морфология поверхностного слоя и его микротвердость.

Ключевые слова: композиционный материал, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), механоактивационная обработка, электродуговая наплавка.

Введение

В настоящее время большое внимание уделяется методам получения сверхмелкозернистых объемных и дисперсных композиционных материалов. Одним из эффективных способов получения подобных материалов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) – высокоэкзотермическое взаимодействие порошковых смесей, протекающее в режиме горения, в результате которого образуются твердые вещества [1]. Приоритет в области СВС принадлежит России, также работы по изучению СВС интенсивно ведутся в США, Китае, Японии и других странах.

В последние годы наблюдается растущий интерес к такому методу получения дисперсных порошковых материалов, как механически активируемый самораспространяющийся высокотемпературный синтез, основанный на сочетании технологий механоактивационной обработки и СВС [2]. Предварительная механическая активация порошковых реагирующих смесей является эффективным способом управления реакцией безгазового горения для синтеза неорганических материалов [3, 4]. Благодаря этому интенсивно

расширяется область применения композиционных материалов, синтезированных по технологии механически активируемого СВС. Например, современной тенденцией использования порошковых СВС-механокомпозиатов является их применение в целях создания защитного слоя на деталях и изделиях промышленного машиностроения с помощью электродуговой наплавки как наиболее простого и универсального метода получения покрытий [5, 6]. Также активно ведутся исследования в направлении совершенствования композиционных материалов, состоящих из различных компонентов: например, разработан наплавочный материал «сталь Р6М5 – тугоплавкий карбид», предназначенный для упрочнения рабочих поверхностей типа опорных шеек «вал-шестерня», действующих в тяжело нагруженных условиях [7].

Одним из направлений исследования механически активируемого СВС является проведение реакции синтеза компонентов в «инертной» матрице. Путем применения технологии механоактивации и СВС в «инертной» матрице возможно создать смесь, содержащую различные высокодисперсные карбиды металлов, равномерно распределенные по объему матрицы.

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253.

Покрyтия, полученные из таких многокомпонентных СВС-композитов, могут обладать свойствами каждого из компонентов, в результате чего покрытие в целом будет иметь взаимодополняющие физико-механические характеристики. Исследование структуры и свойств покрытий, полученных из подобных СВС-композитов, представляет большой научный и практический интерес.

Цель работы – изучить после предварительной механоактивации и СВС элементный состав и структуру многокомпонентных композиционных смесей типа «наплавочный порошок – смесь тугоплавких карбидов титана, кремния и/или вольфрама», необходимых для электродуговой наплавки, а также исследовать структуру, химический состав и свойства композиционных покрытий в зависимости от наличия в составе наплавочной смеси TiC, WC и SiC.

Методика проведения исследований

В качестве исходных реагентов для создания многокомпонентной композиционной наплавочной смеси использовались порошки титана, углерода, карбида кремния и карбида вольфрама. В качестве матрицы применялся наплавочный порошок марки ПР-Н70Х17С4Р4-3. Карбид титана синтезировался из порошков титана и углерода в режиме фронтального горения с локальным иницированием процесса СВС-реакции.

Механическая активация порошковых смесей проводилась с помощью планетарной шаровой мельницы-активатора АГО-2С с возможностью варьирования интенсивности размола от 10 до 100 м/с².

Электродуговая наплавка осуществлялась в три прохода на подложку из стали 45 трубчатым порошковым электродом, содержащим следующие составы СВС-механокомпозитов:

– 1-й состав: 15 % TiC + 5 % SiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;

– 2-й состав: 15 % TiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;

– 3-й состав: 15 % TiC + 5 % SiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3.

Выбор процентного содержания TiC, SiC и WC в металлической матрице обуславливается проведенными ранее исследованиями [5, 6, 8], опытом российских ученых [7], а также требованиями к качеству наплавленного слоя.

Электронно-оптический и спектральный анализ элементного состава порошковой смеси и покрытий был выполнен с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с микроанализатором EDS X-Act «OXFORD». При проведении исследований образцов с покрытием использовался

метод металлографического анализа (Carl Zeiss Axio Observer Z1).

Для исследования общей структуры покрытий применялось химическое травление 3 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте, а при исследовании тонкой структуры покрытий применяли химическое травление в течение 5 мин водным раствором 20 %-й красной кровяной соли $K_3[Fe(CN)_6]$ и 20 % KOH.

Качество наплавленного металла оценивали методом визуально-измерительного контроля, а свойства покрытия – по его твердости в поперечном и продольном направлениях. Для измерения твердости использовался микротвердомер для проведения испытаний по Виккерсу 402 MVD.

Результаты исследований и их обсуждение

Электронно-оптическое исследование структуры наплавочных смесей показало, что все три состава в результате механической активации имеют сходное строение вещества, которое условно можно разделить на две укрупненные категории: мелкие частицы субмикронных размеров ярко выраженной осколочной формы и частицы размером до 150...200 мкм округлой формы, сформировавшиеся в результате агломерации частиц первой группы (рис. 1).

Выполненный спектральный анализ многокомпонентных наплавочных смесей подтвердил наличие в их составе синтезированного карбида титана, карбидов кремния и вольфрама, а также основных компонентов матрицы – Fe, Ni и Cr (см. таблицу).

Распределение карбидной фазы и микроструктуру наплавленного покрытия изучали сначала на образцах, полученных из порошков композиционной наплавочной смеси состава № 1. В наплавленном металле покрытий из порошков этого состава были обнаружены включения карбидов титана и кремния (рис. 2, а). По данным элементного анализа установлено, что TiC в основном содержится в наплавленном металле в виде цепочек по границам зерен, а также в виде одиночных мелких включений. SiC находится в структуре наплавленного слоя в виде включений неправильной формы более крупного по сравнению с зернами TiC размера.

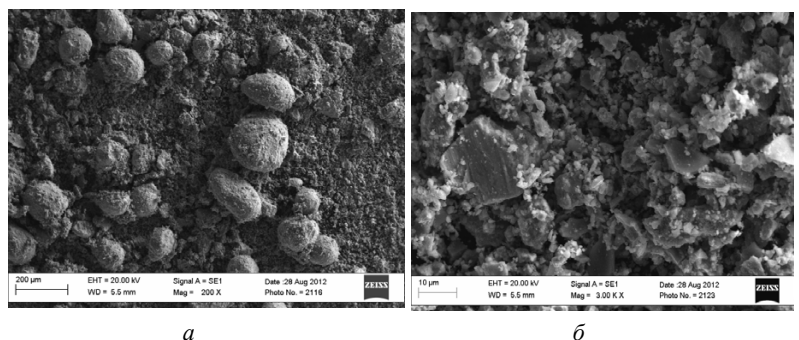


Рис. 1. Микроструктура наплавочной смеси состава 15 % TiC + 5 % SiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3 в целом (а) и поверхности сформированного агломерата (б)

**Весовое распределение химических элементов
в частицах многокомпонентных наплавочных механокомпозитов**

Состав № 1: 15 % TiC + 5 % SiC + ПР- H70X17C4P4-3		Состав № 2: 15 % TiC + 5 % WC + ПР-H70X17C4P4-3		Состав № 3: 15 % TiC + 5 % SiC + 5 % WC + ПР- H70X17C4P4-3	
Элемент	Весовой %	Элемент	Весовой %	Элемент	Весовой %
C	17.37	C	11.68	C	14.58
Si	11.14	Si	0.66	Si	10.71
Ti	31.57	Ti	33.87	Ti	31.13
Cr	2.03	Cr	2.28	Cr	1.86
Fe	27.53	Fe	35.02	Fe	26.76
Ni	10.36	Ni	10.57	Ni	9.09
		W	5.92	W	5.85

Для определения размеров карбидных частиц различной формы, образовавшихся в наплавленных покрытиях, были проведены дополнительные исследования тонкой структуры. Морфология включений карбидов титана и кремния приведена на рис. 2, б.

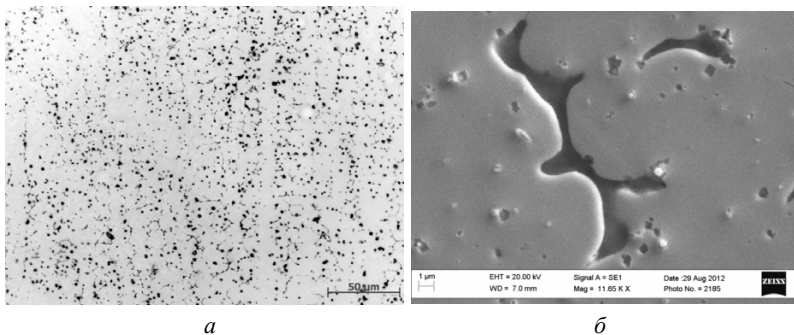


Рис. 2. Микроструктура и морфология покрытия, наплавленного смесью состава 15 % TiC + 5 % SiC + ПР-H70X17C4P4-3:

а – оптическая микроскопия; б – растровая электронная микроскопия

Значения микротвердости в покрытии этого типа превышают показатели в основном металле в 3-4 раза, пиковые значения составляют около 900 HV. Переходная зона между наплавленным слоем и основным металлом составляет около 300 мкм. Общая картина распределения микротвердости является типичной для деталей, подверженных термомеханическому воздействию на металл при электродуговой наплавке.

Проведение металлографических исследований на образцах, наплавленных композиционной смесью состава № 2, показало, что в наплавленном металле, наряду с цепочками и мелкими единичными включениями карбида титана выделяются мелкие одиночные частицы карбида вольфрама различной формы. При этом, по данным спектрального анализа, введение в состав наплавочной смеси TiC и WC приводит к более близкому расположению включений этих двух карбидов друг к другу. Пиковые значения микротвердости

наплавки достигают 950 HV, однако имеет место более неоднородное распределение карбидного зерна в зоне проведения испытаний, что повлияло на среднее значение микротвердости (750...800 HV).

По результатам исследований образцов покрытий, наплавленных композиционной смесью состава № 3, установлено, что введение в поверхностный слой карбидов нескольких типов приводит к увеличению доли мелких карбидных соединений, выпадающих по границам зерен в виде сетки (рис. 3, а). При этом возрастает доля крупных карбидов, образующихся, в том числе, и внутри зерен. Проведенный химический анализ подтвердил наличие в структуре наплавки включений всех трех типов карбидов – TiC, WC и SiC. Морфологию содержащихся в наплавленном покрытии карбидов можно оценить, используя рис. 3, б. Пиковые значения микротвердости в покрытии этого типа составляют 1050 HV, среднее значение микротвердости по покрытию колеблется в пределах 900 HV. Распределение карбидного зерна по объему наплавки в данном случае более равномерное по сравнению с предыдущим типом покрытия.

По итогам проведенных исследований установлено, что в процессе наплавки металлическая матрица

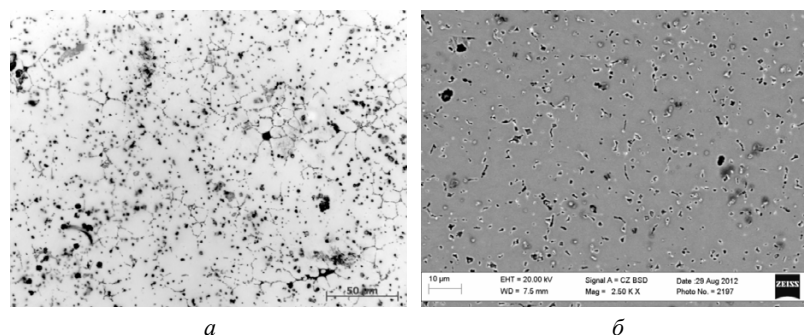


Рис. 3. Микроструктура и морфология покрытия, наплавленного смесью состава 15 % TiC + 5 % SiC + 5 % WC + ПР-H70X17C4P4-3:

а – оптическая микроскопия; б – растровая электронная микроскопия

СВС-механокомпозитов в первую очередь подвергается плавлению под воздействием высоких температур сварочной дуги, предохраняя тем самым карбиды от диссоциации. Термодинамически устойчивые соединения карбидов крупных размеров попадают в расплавленную ванну жидкого металла холодными, являясь дополнительными центрами кристаллизации, что приводит к измельчению зерен наплавленного металла.

Установлено, что в структуре всех наплавленных образцов, полученных электродуговой наплавкой композиционной порошковой смесью трех составов, преобладают именно карбидные включения титана, кремния и вольфрама неправильной формы по сравнению с кубической (рис. 2, б и 3, б).

Таким образом, использование для электродуговой наплавки многокомпонентных порошков СВС-мехакомпозитов составов:

– 15 % TiC + 5 % SiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;

– 15 % TiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;

– 15 % TiC + 5 % SiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3

дает возможность получать в структуре металла покрытия наряду с крупными карбидами различной формы преимущественно более мелкие одиночные карбиды и их цепочки. Следовательно, полученная структура наплавленного металла из-за измельчения зерна должна обеспечивать значительную износостойкость за счет высокой твердости покрытия.

Выводы

1. С помощью использованных методик растровой электронной микроскопии и микроспектрального анализа было установлено, что в результате механоактивационной обработки компонентов шихты и проведения СВС-реакции в составе наплавочной смеси синтезируются карбиды титана, кремния и вольфрама.

2. Путем оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и микроспектрального анализа было установлено, что в результате электродуговой порошковой наплавки многокомпонентной электродной смесью в структуре покрытия присутствуют частицы карбидной фазы – TiC, SiC и WC – разной формы и размеров в объеме металлической матрицы (ПР-Н70Х17С4Р4-3), что свидетельствует о возможности управления структурой покрытия изменением вида и содержания упрочняющей фазы.

3. Предварительная механоактивационная обработка порошковых смесей в планетарной шаровой мельнице АГО-2С и проведение реакции высокотемпературного синтеза в смешанной системе позволяют получить композиционный гетерогенный материал (СВС-механокомпозит), что позволит за счет высокой микротвердости покрытия получить высококачественный износостойкий слой методом электродуговой наплавки на основе смеси карбидов титана, кремния и вольфрама.

Список литературы

1. Евстигнеев В.В., Вольпе Б.М., Милюкова И.В., Сайгутин Г.В. Интегральные технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. – М.: Высшая школа, 1996. – 284 с.
2. Ляхов Н.З., Талако Т.Л., Григорьева Т.Ф. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. – Новосибирск: Параллель, 2008. – 168 с.
3. White J.D.E., Mukasyan A.S., Reeves R.V., et al. Thermal explosion in Ni-Al system: influence of mechanical activation // The Journal of Physical Chemistry A (Dynamics, Kinetics, Environmental Chemistry, Spectroscopy, Structure, Theory). – 2009. – V. 113, № 48. – P. 13541–13547.
4. Ситников А.А., Яковлев В.И., Семенчина А.С. и др. Термодинамический анализ самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в многокомпонентных системах // Ползуновский вестник. – 2009. – № 1–2. – С. 132–138.
5. Ситников А.А., Яковлев В.И., Собачкин А.В. и др. Покрытия из механоактивированных СВС-материалов для рабочих органов сельскохозяйственных машин, наплавленные ручным дуговым способом // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1/1. – С. 273–277.
6. Ситников А.А., Яковлев В.И., Сейдуров М.Н. и др. Структура и свойства наплавленных электродуговых покрытий из порошков механоактивированных СВС-композитов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3 (52). – С. 51–54.
7. Гнусов К.С. Формирование структуры и свойств покрытий на основе композиционного материала сталь Р6М5–тугоплавкий карбид: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Томск, 2009. – 18 с.
8. Собачкин А.В., Ситников А.А., Яковлев В.И. и др. Повышение износостойкости рабочих органов сельскохозяйственных машин электродуговой наплавкой порошковым электродом // Ползуновский альманах. – 2011. – № 4/2. – С. 133–136.

Morphology of the coatings from multi previously mechanically activated SHS-composite powders

A. V. Sobachkin, I. V. Nazarov, V. I. Yakovlev, A. A. Sitnikov, P. S. Yartsev

This paper studies the fine structure and chemical composition of multicomponent mechanically activated SHS-composites and based on them coatings, welded by the electric arc method. In addition, microstructure of the obtained coatings, morphology of the surface layer and its microhardness were researched.

Key words: composite material, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), the mechanical activation treatment, arc welding.

СТРУКТУРА АКТИВНОГО КОМПОНЕНТА Pt/SiO₂ И Pt/P₂O₅/SiO₂ КАТАЛИЗАТОРОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ*

*А.А. КРЕЙКЕР, мл. науч. сотрудник
Т.С. ХАРЛАМОВА, канд. хим. наук, ст. науч. сотрудник
Г.В. МАМОНТОВ, мл. науч. сотрудник
О.В. МАГАЕВ, канд. хим. наук, доцент
А.С. КНЯЗЕВ, канд. хим. наук, доцент
(ТГУ, г. Томск)
А.Ю. ОГНЕВ, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 5 сентября 2012 года

Крейкер А.А. – 634051, г. Томск, пр. Ленина, 36
Томский государственный университет, e-mail: a_kreiker@mail.ru

Исследованы структура и состояние активного компонента катализаторов глубокого окисления Pt/SiO₂ и Pt/P₂O₅/SiO₂, синтезированных золь-гель методом. Показано, что добавление фосфорной кислоты способствует формированию мезопористой структуры катализатора, являющейся оптимальной для проведения каталитического окисления формальдегида.

Ключевые слова: Структура, модифицирование, золь-гель метод, катализаторы, оксид кремния, платина.

Введение

Проблема состояния окружающей среды, в частности проблема загрязнения атмосферы выхлопами автомобилей и выбросами промышленных производств, – это актуальная общемировая задача, требующая создания эффективных и экономичных методов очистки выхлопных газов от токсичных и экологически опасных веществ. Важным классом вредных веществ, поступающих в атмосферу от промышленных производств, являются летучие органические соединения (ЛОС). Сегодня проблемы очистки сбросовых газов промышленных производств от ЛОС решаются посредством использования термического окисления. Однако такой способ очистки имеет ряд недостатков: протекает при высоких температурах (~1000 °С), требует использования дополнительного топлива и специального оборудования из дорогих конструкционных материалов, способствует образованию токсичных побочных продуктов (NO_x).

Один из наиболее совершенных методов очистки газовых выбросов от ЛОС – это их каталитическое окисление до термодинамически устойчивых и безвредных молекул – диоксида углерода и воды. Каталитическое окисление позволяет существенно снизить температуру реакции (до 300...500 °С)

по сравнению с термическим окислением, что способствует снижению энергетических затрат, а также препятствует образованию оксидов азота, образующихся при термическом окислении кислородом воздуха.

Одним из лучших носителей для благородных металлов считается γ-Al₂O₃. Однако в ряде работ показано, что каталитическая активность катализаторов на основе носителя γ-Al₂O₃ ниже, чем катализаторов, нанесенных на другие оксиды, такие как TiO₂, ZrO₂, SiO₂-ZrO₂, SiO₂ и SnO₂, что может иметь существенное значение для развития катализаторов, активных при низких температурах [2, 3]. В этой связи интересно исследование формирования оптимальной структуры катализаторов на основе Pt/SiO₂ в условиях золь-гель синтеза при использовании H₂PtCl₆ – наиболее доступного соединения платины – в качестве предшественника активного компонента.

В представленной работе исследована структура, микроструктура, а также состояние активного компонента катализаторов глубокого окисления, полученных золь-гель методом, на основе платины, нанесенной на оксид кремния или оксид кремния, модифицированный фосфорной кислотой.

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0136.

Методика эксперимента

Синтез образцов Pt/SiO₂ и Pt/P₂O₅/SiO₂ осуществляли по золь-гель методу [4]. В качестве исходных соединений для синтеза катализаторов использовали тетраэтоксисилан (ТЭОС), H₃PO₄, H₂PtCl₆; в качестве растворителя при золь-гель синтезе – водно-спиртовую смесь; в качестве катализатора гидролиза и поликонденсации – HNO₃. Мольное соотношение $n(\text{ТЭОС}):n(\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}):n(\text{HNO}_3) = 1:4:0,1$; мольное отношение $n(\text{H}_2\text{O})/n(\text{ТЭОС}) = 1,2-1,5$. Полученные образцы сушили при 50 °С, затем прокаливали на воздухе при 500 °С в течение 5 ч.

Прокаленные образцы характеризовали величиной удельной поверхности и распределением пор по размерам, исследовали методами температурно-программированного восстановления водородом (H₂-ТПВ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Определение удельной поверхности, пористости и распределения пор по размерам проводили на приборе TriStar 3020 (Micromeritics, USA) методом низкотемпературной (–196 °С) адсорбции азота. Для расчета удельной поверхности использовался многоточечный метод БЭТ. Определение распределения пор по размерам проводили с использованием метода VJH-Desorption, позволяющего оценить удельный объем и площадь пор с диаметром от 1,7 до ~ 100 нм, а также метода t-plot, позволяющего оценить объем и удельную поверхность микропор.

H₂-ТПВ образцов проводили на хемосорбционном анализаторе ChemiSorb-2750 (Micromeritics, USA), оснащенный детектором по теплопроводности. Восстановление проводили в потоке газовой смеси 10 % H₂ в Ar, скорость потока 20 мл/мин; скорость нагрева 10 °С/мин. Образующаяся в результате восстановления вода вымораживалась в специальной ловушке, охлаждаемой смесью жидкого азота с изопрпиловым спиртом.

Микроскопические исследования проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа марки Tescan G2 FEI с электронной записью

изображения. Ускоряющее напряжение катода составляло 200 кВ, базовый вакуум – 1·10^{–9} Торр. Дополнительно при микроскопических исследованиях определяли фазовый состав образцов методом микродифракции электронов.

Экспериментальные результаты и обсуждение

Номинальный состав и некоторые структурные характеристики полученных образцов представлены в таблице. Согласно приведенным данным, структура образцов, полученных золь-гель методом, сильно зависит от количества вводимой платины и присутствия модификатора. Так, образец 1, содержащий 1 мас. % платины на SiO₂, является микропористым и характеризуется высокой удельной поверхностью, при этом ~ 88 % поверхности образовано поверхностью микропор. Образец 2, содержащий в 1,5 раза большее количество платины, напротив, характеризуется очень низким значением величины удельной поверхности.

Следует также отметить, что при приготовлении образцов Pt/SiO₂ при прочих равных условиях отмечалась корреляция между количеством вводимой в виде H₂PtCl₆ платины и устойчивостью получаемых золей: с уменьшением количества платины наблюдалось уменьшение скорости гелеобразования. Для образца, содержащего 0,5 мас. % платины (не приводится в таблице), при заданном отношении $n(\text{H}_2\text{O})/n(\text{ТЭОС})$ гелеобразование не наблюдалось в течение четырех недель.

Столь сильное различие структурных характеристик образцов Pt/SiO₂, отличающихся количеством вводимой платины, может быть связано с влиянием ионов PtCl₆[–] на процессы формирования структуры в ходе золь-гель синтеза. Так, в используемых условиях синтеза рН среды составляет ~ 1, изоэлектрическая точка для SiO₂ лежит в интервале значений рН 2–3 [5].

Таким образом, частицы образующегося золя SiO₂ должны быть заряжены положительно, и при

Состав и структурные характеристики образцов¹

Номер образца	Номинальный состав	Удельная поверхность, м ² /г	Средний размер пор, нм	Удельный объем пор, см ³ /г
1	1 мас. % Pt/SiO ₂	353/309	2,6	0,01/0,15
2	1,5 мас. % Pt/SiO ₂	<1	–	–
3	0,5 мас. % Pt/30 мас. % P ₂ O ₅ /SiO ₂	20	27,6	0,13

¹ Для всех образцов указана величина общей удельной поверхности по методу БЭТ, для образца 1 через разделитель указана величина удельной поверхности микропор по данным t-plot метода. Средний размер пор указан по данным метода VJH-Desorption. Величина удельного объема пор указана для обоих образцов по данным метода VJH-Desorption, для образца 1 через разделитель указана величина удельного объема микропор по данным t-plot метода.

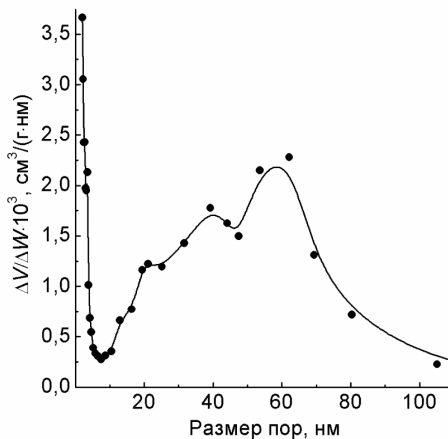


Рис. 1. Распределение пор по размерам для образца 3 по данным метода ВЖ-Desorptio

низком отношении $n(\text{H}_2\text{O})/n(\text{ТЭОС})$ нельзя исключать адсорбцию на их поверхности ионов PtCl_6^- . При невысокой концентрации H_2PtCl_6 это, по-видимому, способствует стабилизации образующегося золя SiO_2 , а при относительно высокой – образованию прочных агрегатов геля с узкими порами, что на стадии сушки в обычных условиях может приводить к сильному снижению удельной поверхности [5].

Введение фосфорной кислоты на стадии золь-гель синтеза способствует увеличению скорости гелеобразования и приводит к образованию мезопористого образца 3 с достаточно развитой удельной поверхностью и широким распределением пор по размеру (рис. 1). Увеличение скорости гелеобразования при добавлении фосфорной кислоты согласуется с литературными данными [6]. Мезопористая структура образца 3 обусловлена, по-видимому, модифицирующим действием фосфорной кислоты, выступающей как порообразователь [7].

Микроструктура и морфология образцов были исследованы методом ПЭМ. Типичные микрофотографии образцов приведены на рис. 2. Согласно полученным данным, образец 1 состоит из крупных (0,1...5 мкм) плотных частиц неправильной угловатой формы, характерных для образцов с низкой удельной поверхностью, что согласуется с приведенными выше структурными данными (рис. 2, а). На поверхности и/или в объеме этих частиц расположены мелкие частицы округлой формы другой фазы, предположительно платины или оксидов платины. Согласно приведенной на рис. 2, а гистограмме распределения частиц по размерам, большая часть (~85%) этих частиц представлена частицами размером 2...4 нм, однако наряду с ними имеется небольшое количество более крупных частиц размером 5...20 нм.

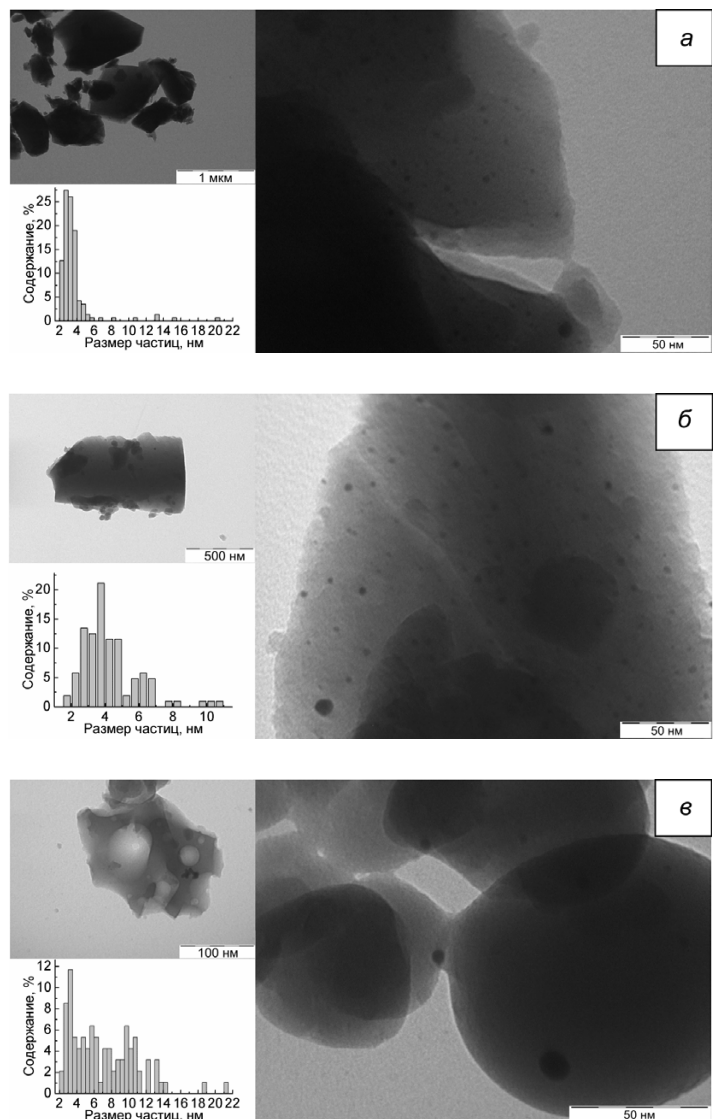


Рис. 2. Типичные микрофотографии образцов и гистограммы распределения частиц платины по размерам согласно данным ПЭМ:

а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3

Образец 2, по данным ПЭМ, образован менее плотными частицами округлой формы размером 20...250 нм и неправильной формы размером 100...500 нм (рис. 2, б). Как и в случае образца 1, на поверхности и/или в объеме этих частиц расположены мелкие частицы платины или оксидов платины. Однако распределение этих частиц по размеру отличается от распределения аналогичных частиц в образце 1 (рис. 2, б): распределение является бимодальным с максимумами 4 и 6 нм, причем размер ~ 90% частиц лежит в интервале 2...7 нм, а максимальный размер частиц не превышает 11 нм.

Морфология образца 3, модифицированного фосфорной кислотой, сильно отличается от морфологии образцов Pt/SiO_2 (рис. 2, в). Данный образец образован частицами размером 50...500 нм с хорошо выраженной пористой структурой. Размер

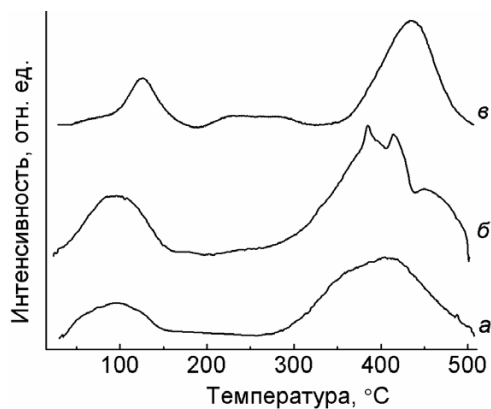


Рис. 3. H_2 -ТПВ профили образцов:

а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3

пор изменяется в интервале 5...80 нм, что хорошо согласуется с данными измерений пористости по адсорбции азота. На поверхности пористых частиц расположены относительно мелкие частицы платины или оксидов платины округлой формы, а также агломераты (~ 10...20 нм) бесформенных частиц. В отличие от образцов Pt/SiO₂ образец 3 характеризуется широким распределением частиц платины по размерам, что может быть обусловлено широким распределением пор носителя по размеру (см. рис. 1), приводящему к неравномерному росту частиц платины, локализующихся главным образом на поверхности пор.

Следует также отметить, что анализ локальной структуры материалов методом микродифракции электронов показал, что присутствующие во всех образцах фазы являются рентгеноаморфными.

На рис. 3 приведены профили H_2 -ТПВ образцов, прокаленных на воздухе при 500 °С. Профили образцов 1 и 2 схожи и характеризуются присутствием широких пиков в области 25...150 и 280...500 °С. Профиль образца 3, модифицированного фосфорной кислотой, несколько отличается от профиля немодифицированных образцов: на профиле присутствует два относительно узких интенсивных пика с максимумами при 125 и 435 °С, а также менее интенсивные широкие пики в области 25...100 и 200...310 °С.

Согласно литературным данным, в низкотемпературной области (25...150 °С) происходит восстановление частиц PtO, закупоренных в порах, а также поверхностных соединений Pt²⁺; в области температур 180...300 °С происходит восстановление оксидов Pt⁴⁺ или оксихлороплатиновых комплексов PtO_xCl_y. По данным [8], в области температур выше 300 °С восстанавливается прочно связанная с поверхностью оксида кремния платина Pt – (O – Si ≡)_y^{n-y}. Присутствие высокотемпературного пика косвенно подтверждает предположение о возможности адсорбции ионов PtCl₆⁻ на поверхности образующихся частиц золя SiO₂.

Уширение пиков на профилях ТПВ образцов 1 и 2 может быть обусловлено присутствием в них платины в различных состояниях, отличающихся доступностью или энергией связи с поверхностью носителя. Наблюдаемый на профиле ТПВ образца 3 сдвиг пиков, относимых к восстановлению частиц PtO и соединений Pt²⁺, а также платины в Pt – (O – Si ≡)_y^{n-y}, в высокотемпературную область относительно аналогичных пиков на профилях образцов 1 и 2 может быть связан с более сильным взаимодействием активного компонента с носителем в случае модифицированного образца.

Оценка степени восстановления платины в образцах в ходе ТПВ показала, что у образцов 1 и 2 количество восстановленной платины составляет ~ 12 % от общего количества вводимой в образец платины, причем половина восстановленной платины соответствует Pt – (O – Si ≡)_y^{n-y}. Для образца 3 степень восстановления платины выше и составляет ~ 20 %, из которых ~ 6 % приходится на восстановление оксидов Pt⁴⁺ или PtO_xCl_y и ~ 60 % – на восстановление платины, прочно связанной с поверхностью SiO₂.

Низкие значения степени восстановления платины в образцах могут быть обусловлены как восстановлением частиц PtO на доступной поверхности оксида кремния при более низких (-50...0 °С) температурах [9], так и недоступностью восстанавливаемых частиц вследствие их инкапсулирования в объеме оксида кремния. Последнее, по-видимому, более характерно для образцов Pt/SiO₂. Так, для образца 1 можно предположить, что в результате адсорбции ионов PtCl₆⁻ на поверхности частиц золя SiO₂ и последующего образования прочных агрегатов геля с узкими порами, на стадиях сушки и прокаливания происходит инкапсулирование мелких частиц платины, присутствующей в порах гидрогеля, в объеме носителя. Для образца 3, обладающего мезопористой структурой, напротив, более вероятно восстановление дисперсных частиц PtO при более низких (-50...0 °С) температурах, что требует дополнительных исследований.

Вывод

Таким образом, проведенные исследования показали, что на формирование структуры катализаторов на основе Pt/SiO₂, получаемых золь-гель методом, может оказывать влияние введение на стадии золь-гель синтеза H₂PtCl₆, используемой в качестве предшественника активного компонента, а также введение фосфорной кислоты в качестве модификатора. Добавление фосфорной кислоты способствует формированию мезопористого образца с развитой удельной поверхностью.

Список литературы

1. Крылов О.В. Гетерогенный катализ. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – С. 417–439.
2. Yazawa Y., Yoshida H., Takagi N., Komai S., Satsuma A., Hattori T. // J. Catal. – 1999. – V. 187. – P. 15–23.
3. Zhang Ch., He H., Tanaka K. // Catal. Comm. – 2005. – V. 6. – P. 211–214.
4. Водянкина О.В., Князев А.С., Магаев О.В., Изаак Т.И. Катализатор синтеза глиоксаля и способ синтеза глиоксаля. Патент РФ № 2340395, опубл. 10.12.2008.
5. Фенелонов В.Б. Введение в физическую химию формирования супрамолекулярной структуры адсорбентов и катализаторов. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2004. – 442 с.
6. Шабанова Н.А., Попов В.В., Саркисов П.Д. Химия и технология нанодисперсных оксидов. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 309 с.
7. Епифанова А.А., Магаев О.В., Водянкина О.В. // Бутлеровские сообщения. – 2011. – Т. 27. – № 13. – С. 13–21.
8. Ho L.-W., Hwang C.-P., Lee J.-F., Wang I., Yeh C.-T. // J. Molec. Catal. – 1998. – V. 136. – P. 293–299.
9. An N., Yu Q., Liu G., Li S., Jia M., Zhang W. // Hazard. Mater. – 2011. – V. 186. – P. 1392–139.

Structure of active component and Pt/SiO₂ Pt/P₂O₅/SiO₂ catalysts synthesized by sol-gel method

A.A Kreiker, T.S. Kharlamova, G.V. Mamontov, O.V. Magaev, A.S. Knayzev, A.Yu.Ognev

In this work the structure and condition of the active component of deep oxidation catalysts and Pt/SiO₂ Pt/P₂O₅/SiO₂, synthesized by sol-gel method. Shows that the addition of phosphoric acid contributes to the meso-porous structure of the catalyst, which is the optimum for the catalytic oxidation of formaldehyde

Key words: Structure, modification, sol-gel method, catalysts, silica, platinum.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТЕКЛОВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПОЛИМЕРНОЙ ОСНОВЕ*

Д.А. РЫЧКОВ, аспирант

А.С. ЯНЮШКИН, доктор техн. наук, профессор

*Д.В. ЛОБАНОВ, кандидат техн. наук, доцент
(БрГУ, г. Братск)*

*В.В. БАЗАРКИНА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 5 сентября 2012 года

Янюшкин А.С. – 665709, г. Братск, ул. Макаренко, 40,
ФГБОУ ВПО «Братский государственный университет», e-mail: yanyushkin@brstu.ru

Рассматривается влияние режимов резания и конструктивных особенностей режущего инструмента на его работоспособность и качество обработанной поверхности при фрезеровании стекловолоконных композиционных материалов.

Ключевые слова: режущий инструмент, стекловолоконные композиционные материалы, работоспособность режущего инструмента, фрезерование.

Развитие современной промышленности предполагает применение новых конструкционных материалов, обладающих высокой прочностью, водостойкостью и химической стойкостью в сочетании с невысокой стоимостью. Выполнить эти требования возможно, применяя композиционные материалы, которые способны работать в агрессивных средах, обладают невысокой массой и высокими прочностными свойствами. В настоящее время освоен выпуск широкой номенклатуры изделий из композиционных материалов, предполагающих обработку резанием.

При механической обработке таких материалов возникают трудности, связанные с наличием у них слоистой структуры, высокой твердости наполнителя и его абразивного воздействия на инструмент, а также низкой теплопроводности. Кроме того, особенности структуры и физико-механических свойств композитов оказывают негативное влияние на качественные параметры получаемой поверхности при обработке резанием [1]. Достижение гарантированного качества обработанной поверхности композитов во многом зависит от применяемого режущего инструмента, режущая часть которого должна быть остро заточенной и иметь достаточно высокую прочность для осуществления резания.

В связи с этим актуальной является проблема изготовления инструмента, режущая часть которого обладает высокой износостойкостью, и проблема выбора рациональных режимов резания, обеспечивающих получение обработанной поверхности гарантированного качества [2, 3, 4].

Наиболее распространенными композиционными материалами, широко применяемыми в различных отраслях производства, являются стеклопластики и стеклотекстолиты.

Специфика их обработки предполагает использование режущих инструментов, конструктивные характеристики которых имеют ряд особенностей: увеличенные передний γ и задний α углы резания, применение сборных конструкций инструментов, оснащенных твердыми сплавами, схема крепления режущих элементов в корпусе инструмента, обеспечивающая безопасность работы на высоких скоростях резания [1, 2].

В связи с этим цель работы – совершенствование технологии фрезерования композиционных стекловолоконных материалов на полимерной основе.

Для достижения поставленной цели были определены следующие задачи: исследовать влияние режимов резания на работоспособность режущего

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0253.

инструмента и качество обработанной поверхности композиционных стеклотекстолитовых материалов с целью установления рациональных параметров фрезерования; разработать рекомендации по назначению режимов резания при фрезеровании композиционных стекловолнистых материалов на полимерной основе.

Влияние материала режущей части и режимов резания на работоспособность инструмента и качество обработанной поверхности определено на примере фрезерования композиционного материала СТЭФ-1 (стеклотекстолит). Согласно рекомендациям [2] при фрезеровании композиционных материалов получение качественной обработанной поверхности достигается при наличии переднего угла, равного $\gamma = 20 \dots 30^\circ$ и заднего угла, равного $\alpha = 10 \dots 20^\circ$.

Для определения влияния на работоспособность фрезерного инструмента и качество обработанной поверхности при обработке стеклотекстолита таких характеристик, как материал режущей части и режимы резания, был поставлен эксперимент на примере свободного цилиндрического фрезерования торца СТЭФ-1.

В качестве инструментальных материалов применялись твердые сплавы марок ВК15, ВК8 и ВК3М, поскольку они рекомендованы для обработки неметаллических материалов, имеют высокие прочностные характеристики и обладают более высокой износостойкостью при обработке композиционных материалов по сравнению с твердыми сплавами других групп [2].

В качестве факторов, оказывающих влияние на работоспособность инструмента и качество обработанной поверхности при фрезеровании стеклотекстолита, выбраны подача на зуб S_z и глубина резания t , величина которых варьировалась в следующих пределах: $S_z = 0,17 \dots 0,33$ мм/зуб, $t = 0,5 \dots 1,5$ мм. Пределы варьирования выбраны на основе рекомендаций [2] и результатов предварительных исследований. Варьирование скорости резания в данном исследовании не проводилось, поскольку при ее снижении ухудшается качество обработанной поверхности, а при повышении уменьшается период стойкости инструмента [2]. Таким образом, скорость резания составляет $V = 2750 \dots 2900$ м/мин, что соответствует частоте вращения шпинделя $n = 5840 \dots 6160$ об/мин при диаметре фрезы $D = 150$ мм. Обработка проводилась на заточном станке модели 3Д642Е, модернизированном под фрезерование композиционных материалов.

За критерий стойкости выбрана величина фаски износа по задней поверхности, равная $h_3 = 0,35$ мм.

Для определения зависимости периода стойкости от режимных параметров были проведены экспериментальные исследования с использованием

центрального композиционного ротатбельного планирования второго порядка с уравнением регрессии степенного вида: $T = cS_z^\alpha t_z^\beta$.

По результатам лабораторных исследований получены математические зависимости периода стойкости фрезерного инструмента от подачи на зуб и глубины резания при обработке стеклотекстолита СТЭФ-1 для трех марок твердых сплавов:

$$\text{для ВК8: } T = 0,82 \cdot S_z^{4,75+2,94 \ln S_z + 2,38 \ln t} \cdot t^{0,46+1,13 \ln t}, \text{ мин;}$$

$$\text{для ВК15: } T = 0,66 \cdot S_z^{2,08+1,11 \ln S_z + 3,02 \ln t} \cdot t^{2,54+0,65 \ln t}, \text{ мин;}$$

$$\text{для ВК3М: } T = 0,64 \cdot S_z^{3,49+2,42 \ln S_z + 3,44 \ln t} \cdot t^{2,05+1,04 \ln t}, \text{ мин;}$$

Исследования периода стойкости при фрезеровании стеклотекстолита СТЭФ-1 показывают следующие результаты. У фрез, имеющих передний угол $\gamma = 25^\circ$ и задний угол $\alpha = 10^\circ$, величина фаски износа по задней поверхности при различных режимах резания достигает технологического значения, равного 0,35 мм, через незначительный промежуток времени (рис. 1).

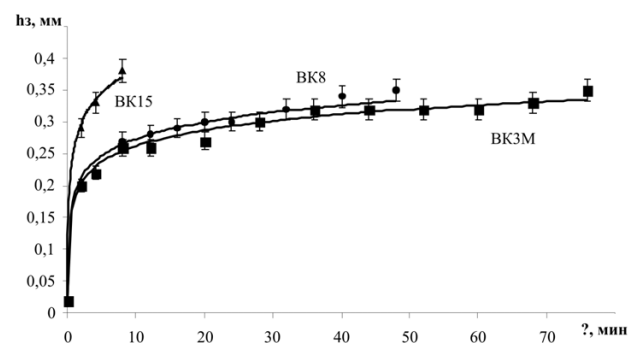


Рис. 1. Зависимость изменения фаски износа по задней поверхности от времени обработки при $S_z = 0,17$ мм/зуб и $t = 0,5$ мм, $V = 2750 \dots 2900$ м/мин

Период приработки инструмента, характеризующийся интенсивным износом режущей кромки, составляет от 2 до 5 мин в зависимости от применяемого твердого сплава. За этим следует период равномерного износа инструмента, продолжительность которого различна для исследуемых инструментальных материалов. Сплав ВК15 при данных условиях обработки выходит из зоны приработки, практически достигая предела, при котором работа данным инструментом должна быть прекращена в связи с неудовлетворительным качеством обработанной поверхности и возрастанием энергетических затрат. Для сплавов ВК8 и ВК3М период приработки составил порядка 2 мин с величиной фаски износа по задней поверхности, равной 0,15 и 0,2 мм соответственно.

При обработке композита СТЭФ-1 твердым сплавом ВК8 с величиной подачи $S_z = 0,17$ мм/зуб и $t = 0,5$ мм (рис. 2) период стойкости режущего ин-

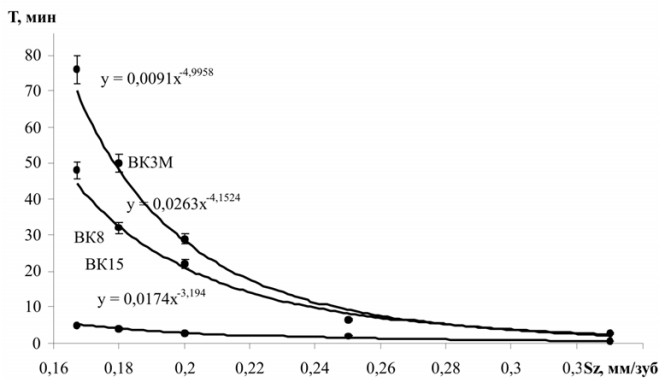


Рис. 2. Зависимость периода стойкости фрезы от величины подачи на зуб при $t = 0,5$ мм, $V = 2750 \dots 2900$ м/мин

струмента составил порядка 50 мин, увеличение подачи S_z до 0,33 мм/зуб при той же глубине резания привело к уменьшению периода стойкости до 2...2,5 мин.

Обработка твердым сплавом BK3M показывает лучший результат по сравнению с другими материалами, при $S_z = 0,17$ мм/зуб и $t = 0,5$ мм (рис. 2) период стойкости составил порядка 76 мин, однако при увеличении S_z до 0,33 мм/зуб при той же глубине резания также резко снижается и составляет не более 3 мин.

Твердый сплав BK15 при тех же условиях обнаруживает низкую работоспособность, а период стойкости при $S_z = 0,17$ мм/зуб и $t = 0,5$ мм (рис. 2) составляет не более 5 мин.

Увеличение глубины резания также оказывает негативное влияние на работоспособность инструмента (рис. 3).

Высокая интенсивность снижения периода стойкости наблюдается вплоть до $t = 0,8$ мм, после чего стабилизируется и равномерно приближается к нулю. Это связано с тем, что интенсивность износа инструмента даже при высоких значениях глубины резания снижается по достижении некоторой величины фаски износа по задней поверхности.

Исследование качественных параметров фрезерования сведено к определению шероховатости обработанной поверхности композиционного материала

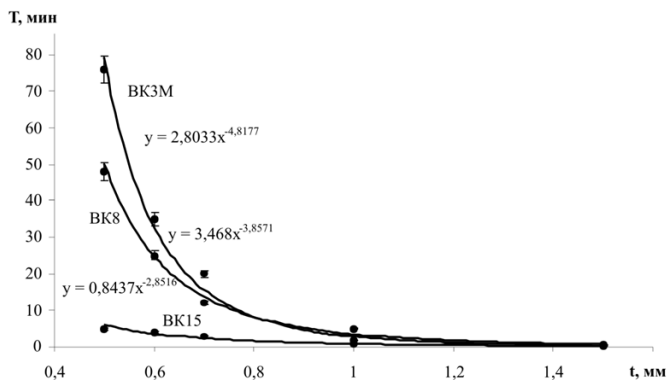


Рис. 3. Зависимость периода стойкости фрезы от глубины резания при $S_z = 0,17$ мм/зуб, $V = 2750 \dots 2900$ м/мин

ла СТЭФ-1. Эта величина определялась по параметру R_{max} , который имеет среднее значение максимальных высот микронеровностей поверхности в пяти различных точках измерения.

После первого прохода фрезы при $S_z = 0,17$ мм/зуб, $t = 0,5$ мм и $V = 2826$ м/мин шероховатость поверхности стеклотекстолита СТЭФ-1 составила 8...10 мкм при величине фаски износа h_3 по задней поверхности режущего инструмента, не превышающей 0,05 мм. С увеличением h_3 шероховатость обработанной поверхности растет и при достижении $h_3 = 0,35$ мм составляет 20...40 мкм (рис. 4).

Различия в интенсивности увеличения шероховатости R_{max} в зависимости от применяемого инструментального материала можно объяснить характером износа режущей кромки при фрезеровании. С одной стороны, исследуемые твердые сплавы в своем составе имеют различную концентрацию твердой фазы и размеры карбидных зерен, с другой – обрабатываемый материал имеет неоднородную структуру в

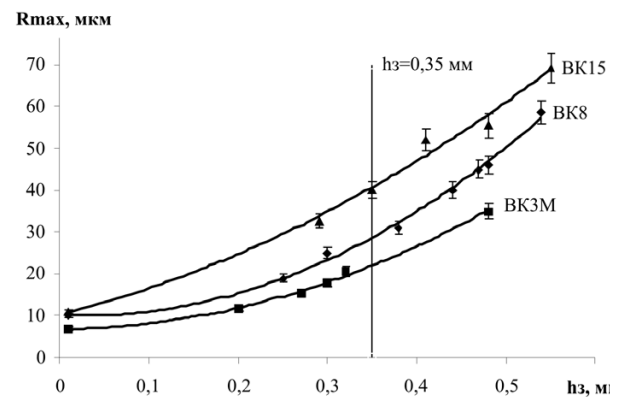


Рис. 4. Зависимость шероховатости поверхности R_{max} от изменения величины фаски износа по задней поверхности

микромасштабе. Согласно технологии изготовления применяемого стеклотекстолита упрочнитель укладывается послойно с пропиткой связующим, в результате чего материал приобретает слоистую структуру. Упрочнителем в данном случае является стеклоткань, прочностные свойства которой во многом превосходят свойства связки – эпоксифенольной смолы по таким параметрам, как твердость и предел прочности на сжатие. Таким образом, при обработке композита СТЭФ-1 режущая кромка взаимодействует с двумя материалами, оказывающими различное влияние на стойкость режущего инструмента, что приводит к неравномерному износу.

Так, при обработке композита СТЭФ-1 твердым сплавом BK15, содержащим 85 % карбида вольфрама с размером зерен 3...5 мкм, шероховатость поверхности, при достижении критерия стойкости практически в два раза превышает шероховатость, полученную при обработке того же материала твер-

дым сплавом ВКЗМ, содержащим 97 % карбида вольфрама с размером зерен 1...1,5 мкм, поскольку в данном случае сплав ВК15 имеет меньшую сопротивляемость износу, чем сравнимые твердые сплавы.

Качественное состояние обработанной поверхности стеклотекстолита в зависимости от изменения режимов резания оценено с помощью выявления дефектов, возникающих при фрезеровании данного композита твердым сплавом ВКЗМ (рис. 5).

При подаче $S_z = 0,17$ мм/зуб и глубине резания $t = 0,5$ мм обработанная поверхность не имеет видимых дефектов, а граница раздела между упрочнителем и матрицей имеет четкие контуры. С увеличением подачи до 0,33 мм/зуб при той же глубине резания появляются следы разрушения по крайним слоям материала, свойства которых отличаются от свойств средних слоев вследствие неравномерного распределения плотности при прессовании.

При $S_z = 0,33$ мм/зуб и $t = 2,0$ мм начинается интенсивное расслоение материала, разрушается связка и волокна уплотнителя вырываются с поверхности под действием высоких нагрузок, возникающих при встречном фрезеровании (рис. 5, б). При уменьшении подачи до 0,25 мм/зуб при глубине резания, равной 0,5 мм, наблюдается значительное улучшение качества поверхности по сравнению с предыдущим случаем, однако граница раздела «матрица-волокно» размыта, а часть волокон стеклоткани вытянута из матрицы или разрушена, что недопустимо при обработке таких материалов.

Таким образом, на основе проведенных исследований составлены рекомендации по назначению режимов резания при фрезеровании полимерных композиционных материалов, упрочненных стеклянными волокнами или тканями. Рекомендуется применять мелкозернистые твердые сплавы группы ВК с низким содержанием связки (С₀), например, твердый сплав ВКЗМ, устанавливать подачу на зуб

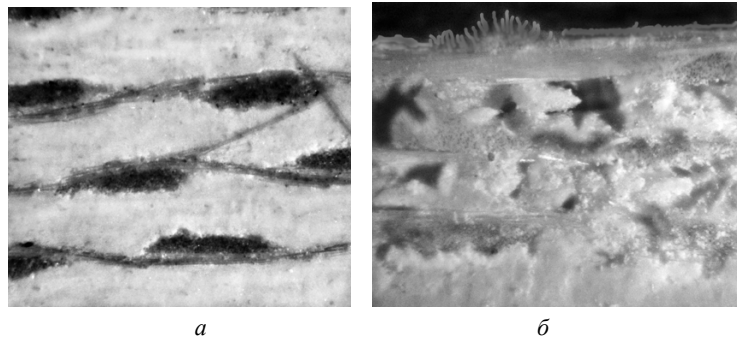


Рис. 5. Дефекты на поверхности композита СТЭФ-1 после двух минут обработки твердым сплавом ВКЗМ на различных режимах резания:

а – $S_z = 0,17$ мм/зуб; $t = 0,5$ мм; б – $S_z = 0,33$ мм/зуб; $t = 2,0$ мм

в пределах $S_z = 0,16...0,17$ мм/зуб и глубину резания $t = 0,5...0,6$ мм.

Применение результатов исследований и рекомендаций на предприятиях, занимающихся обработкой композиционных материалов для различных отраслей производства, позволит увеличить производительность обработки, качество и номенклатуру выпускаемых изделий, а также повысить экономическую эффективность производства.

Список литературы

1. Баранчиков В.И., Тарапанов А.С., Харламов Г.А. Обработка специальных материалов в машиностроении: справочник. Библиотека технолога. – М.: Машиностроение, 2002. – 264 с.
2. Лобанов Д.В., Янюшкин А.С. Подготовка режущего инструмента для обработки композиционных материалов: монография. – Братск: ГОУ ВПО «БрГУ», 2011. – 192 с.
3. Рычков Д.А., Янюшкин А.С., Лобанов Д.В., Ковалевский С.В., Мишура Е.В. Исследование работоспособности режущего инструмента на примере фрезерования // Научный вестник ДГМА. – 2010 – № 1 (6Е). – С. 203 – 208.
4. Лобанов Д.В., Янюшкин А.С., Рычков Д.А. Технологическая подготовка инструментального обеспечения при обработке композиционных материалов сборным фрезерным инструментом // Надежность инструмента и оптимизация технологических систем: сб. науч. трудов. – Краматорск. – Вып. 27. – 2010. – 188 с.

Perfection of technology of formation of the form of high-strength glass-fiber composite materials on the polymeric basis

D.A. Rychkov, A.S. Yanyushkin, D.V. Lobanov, V.V. Bazarkina

Influence of modes of cutting and design features of the cutting tool on its working capacity and quality of the processed surface is considered at milling of glass-fiber composite materials.

Key words: The cutting tool, glass-fiber composite materials, working capacity of the cutting tool, milling.

МЕДИАКИТ ЖУРНАЛА

О ЖУРНАЛЕ

Ежеквартальный научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)» учрежден следующими организациями:



- ОАО Новосибирский проектно-технологический и экспериментальный институт «Оргстанкинпром»;
- Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Новосибирский государственный технический университет»;
- ООО Научно-производственная коммерческая фирма «Машсервисприбор».

Дата основания:

1998 г. – Инструмент Сибири; с 2001 г. – Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты).

Свидетельство о регистрации средств массовой информации ПИ № ФС77-23961 от 05 апреля 2006 г.

Журнал реферируется ВИНИТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory».

ISSN 1994-6309.

В журнале публикуются:

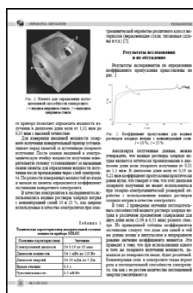
- материалы о прогрессивном оборудовании и инструментах для металло- и деревообработки, слесарно-монтажных, строительных и малярных работах, о достижениях в области их разработки и авангардных технологиях производства, а также о проблемах экономики и организации производства, подготовки специалистов и повышения их квалификации;
- результаты научных исследований докторов и кандидатов наук, аспирантов, магистров техники и технологии.

Издатель:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Новосибирский государственный технический университет»; 630092, г. Новосибирск, проспект Карла Маркса, 20.

Технические характеристики журнала:

- **Периодичность** – 4 раза в год (1 раз в квартал)
- **Язык** - русский
- **Объем** – до 150 стр/
- **Формат** – А4 (210 x 297 мм)
- **Тираж** – до 1000 экз.



Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Труды конференции», «Научно-техническая информация» и др.

Журнал входит в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук (решение Президиума Высшей аттестационной комиссии Минобрнауки России от 19 февраля 2010 года № 6/6).



РАСПРОСТРАНЕНИЕ

Структура распространения:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 70 %;
- Урал, Европейская часть РФ – 30 %.

Структура читательской аудитории

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др.)	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %



Журнал представлен:

- на сайте НГТУ: www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания);
- на сайте ФГУП «Издательство Сибирского отделения Российской академии наук»: psb@ad-sbras.nsc.ru;

• электронная версия журнала доступна на платформе eLIBRARY.RU.

График выхода журнала в течение текущего года:

Номер	Предоставление статей	Выход
1	до 15.02	28.03
2	до 15.05	28.06
3	до 15.08	29.09
4	до 15.11	28.12

Адрес редакции журнала:
630092, г. Новосибирск, проспект Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зав. кафедрой теоретической механики и сопротивления материалов, зам. гл. редактора В. Г. Атапин.
Тел. (383) 346-17-77;
E-mail: obrmet@ngs.ru

МЕРОПРИЯТИЯ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)» с 2003 года является организатором ежегодной (третья декада марта) Всероссийской научно-практической конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе» совместно с МВЦ «ITE Сибирская Ярмарка» в рамках Международной промышленной выставки «Машиностроение. Металлообработка. Сварка. Металлургия». По результатам конференции издается сборник материалов конференции.



Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. Публикация статей бесплатная.

РЕКЛАМА. ПРИМЕРЫ ОФОРМЛЕНИЯ

Рекламные материалы должны соответствовать тематике научно-технического и производственного журнала по машиностроению. Для размещения рекламы предоставляется площадь трех страниц обложки (цветная).

Цветная реклама на обложке (формат А4):

- 2-я страница – 18 000 руб.
- 3-я страница – 15 000 руб.
- 4-я страница – 20 000 руб.

ОБРАЗОВАТЕЛЬНАЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ
Подготовка бакалавров и магистров со специализацией в области конструирования производственных машин, производственного оборудования, машин и систем автоматического управления.

НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ
Исследования в области конструирования машин и систем автоматического управления, конструирования машин и систем автоматического управления, конструирования машин и систем автоматического управления.

Сибирский государственный технический университет
630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, корп. 5, д. 255, 250, 137НЦ
Тел.: (383) 346-17-79, (383) 346-17-97
E-mail: psb@ad-sbras.nsc.ru

Сибирский государственный технический университет
Кафедра «Теоретическая механика и сопротивление материалов»
Научно-образовательный центр «Технология и производственные технологии»

Образование
- инженерный бакалавр
- инженерный магистр

Направления деятельности
- разработка теоретических основ и методов расчета, проектирования, изготовления и эксплуатации машин и систем автоматического управления
- разработка систем автоматического управления и систем автоматического управления

Сфера деятельности
- разработка теоретических основ и методов расчета, проектирования, изготовления и эксплуатации машин и систем автоматического управления

Образовательные услуги
- разработка теоретических основ и методов расчета, проектирования, изготовления и эксплуатации машин и систем автоматического управления

630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20
Тел.: (383) 346-17-77, факс: 346-17-77
E-mail: obrmet@ngs.ru

НАПРАВЛЕНИЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ

- Механические испытания металлических и неметаллических материалов с определением основных механических характеристик с расчетной диаграммой деформирования
- Оптимальное проектирование и конструирование изделий машиностроения (с учетом статической и динамической прочности, жесткости, устойчивости)
- Расчет температурных напряжений и деформаций в изделиях машиностроения, рекомендации
- Выборочная сборка, конструирование, машин, приборов и механизмов, проектирование, конструирование и производство средств вибродиагностики
- Неаварийный контроль (диагностика) дефектов | Сварки и эксплуатации сооружений, конструкций, машин, узлов, деталей, отливок
- Исследования по динамике машин с целью улучшения их динамических характеристик
- Исследования и расчеты конструкций, машин, приборов на усталость, проектирование и изготовление усталостных стержней для испытаний и усталостной долговечности и машиностроительных конструкций
- Механические испытания материалов
- Оптимальное проектирование и конструирование
- Расчет температурных напряжений и деформаций
- Динамика
- Вибродиагностика
- Усталость

630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, НГТУ, 5-й корп., к. 274
Тел. (383) 346-17-77 E-mail: obrmet@ngs.ru

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» выходит 4 раза в год (март, июнь, сентябрь, декабрь). В журнале публикуются статьи, содержащие **новые и оригинальные результаты исследований** по следующим научным направлениям: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение). В печатном виде журнал распространяется через Роспечать по подписке, подписной индекс – 70590. Электронная версия журнала доступна на платформе eLIBRARY.RU.

Статью с приложениями и их электронные версии на CD можно направлять в редакцию **по почте либо по электронной почте (obrmet@ngs.ru)**. Одновременно со статьей высылается **оригинал экспертного заключения** о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зав. кафедрой теоретической механики и сопротивления материалов, зам. главного редактора Атапину В.Г.

Все рукописи рецензируются.

Плата за публикацию рукописей не взимается.

Требования к оформлению рукописей

- Формат оригиналов – **A4**. Текст набирается в русифицированном редакторе **Microsoft Word**. Шрифт – **Times New Roman**, размер шрифта основного текста – **14 пт**, параметры страницы – все поля **2 см**. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал **полуторный**. Абзацный отступ – **1,25 см**. Переносы включены.

- Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть четкими и понятными, могут быть включены в текст статьи.

Статья должна содержать в явном или неявном виде следующие разделы.

1. Введение (не более 1 стр.).
2. Методика проведения исследований или расчетов.
3. Результаты исследования и их обсуждение.
4. Выводы.
5. Список литературы.

- Следует избегать повторов, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

- На отдельном листе приводится информация для РИНЦ.

Требования к набору рукописей

Единицы физических величин. При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц (СИ).

Таблицы нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

Математические формулы. Сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны в редакторе формул Microsoft Equation 3.0. *Порядковые номера присваиваются только наиболее важным формулам, на которые имеются ссылки в тексте*, номера помещают в круглых скобках у правого края полосы. Используется только сквозная нумерация.

Рисунки (не более 6 шт.) представляются в форматах TIFF, PNG, JPEG, BMP, WMF. *Рисунки, сканированные откуда-либо, не принимаются*. Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм. Фотографии должны быть представлены файлом в формате TIFF с размерами 1024 × 768 pt и разрешением не менее 300 × 300 dpi. На фотографиях нельзя наносить какие-либо пометки.

Библиографический список, оформленный в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка», составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. В него не следует включать неопубликованные материалы; ссылки на электронные ресурсы и тезисы в библиографическом списке не приветствуются. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28]. Список литературы должен включать для заказных статей не более 25 наименований, для обычных статей – не более 10, для кратких сообщений – не более 5.

Дополнительная информация приведена на сайте www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания).