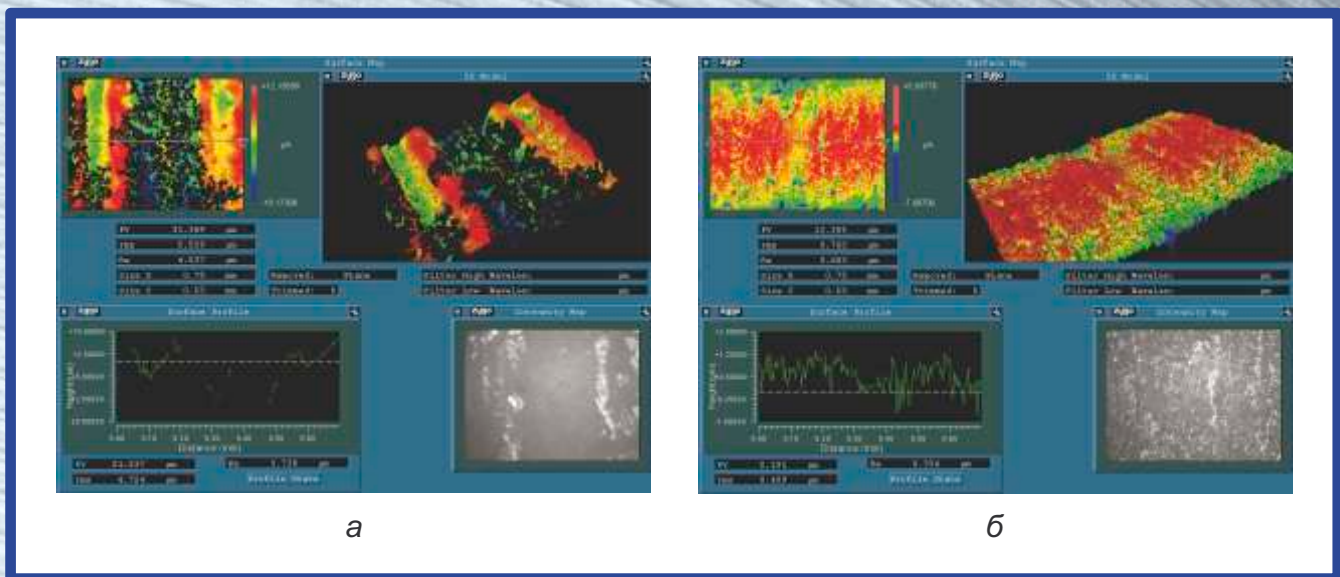




Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



Топография исходной поверхности образца (а)

Топография поверхности образца после ультразвукового
пластического деформирования, $P_{ст} = 150$ Н, $A = 25$ мкм, $f = 22$ кГц (б)





ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

№ 3(52)/2011

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 РАЕН, 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 РАЕН, профессор, д.т.н., КузГТУ; **Коротков А.Н.**, академик РАЕ, профессор, д.т.н., КузГТУ; **Кудряшов Е.А.**, профессор, д.т.н., Засл. деятель науки РФ, КурскГТУ; **Овчаренко А.Г.**, профессор, д.т.н., БТИ АлтГТУ; **Рахимянов 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 НПТ и ЭИ «Оргстанкинпром»
ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

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. Исследование тепловых процессов, протекающих при изготовлении металлоизделий совмещенным методом литья и штамповки ... 3

Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С. Прогнозирование геометрического состояния поверхности цилиндрических деталей из стали 45 при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании 11

Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С., Третьяков М.А. Повышение качества поверхностного слоя деталей с покрытиями малой толщины из нанокристаллических порошков ультразвуковым пластическим деформированием 18

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Симсиве Ж.В., Кутышкин А.В., Симсиве Д.Ц. Оценка износа режущего инструмента при высокоскоростной механической обработке 23

Атапин В.Г. Расчетное проектирование несущих конструкций тяжелых многоцелевых станков 27

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Гурьев А.М., Иванов С.Г., Грешилов А.Д., Земляков С.А. Механизм образования боридных игл при диффузионном комплексном борхромировании из насыщающих обмазок 35

Огнев А.Ю., Лаптев И.С., Базаркина В.В., Батаев И.А., Батаев В.А. Алюминиевый композиционный материал с нанодисперсной упрочняющей фазой, сформированной аккумулятивной прокаткой 40

Корнополтцев В.Н., Гурьев А.М. Листовые металлофторопластовые материалы с заданными эксплуатационными свойствами 43

Матренин С.В., Овечкин Б.Б., Садилов Д.Д., Ляхова О.С. Исследование процессов прессования и спекания нанопорошков вольфрама и молибдена 47

Ситников А.А., Яковлев В.И., Сейдуров М.Н., Татаркин М.Е., Собачкин А.В., Степанова Н.В., Резанов И.Ю. Структура и свойства наплавленных электродуговых покрытий из порошков механоактивированных СВС-композитов 51

Коновалова Е.В., Смирнов А.И., Веселов С.В., Никулина А.А. Влияние среднего размера зерна на параметры зернограничного ансамбля сплава Ni₃Fe в состоянии с ближним атомным порядком 55

Курзина И.А., Божко И.А., Вершинин Г.А., Смирнов А.И., Батаев В.А., Шаркеев Ю.П. Структурно-фазовое состояние поверхностных слоев титана, имплантированных ионами алюминия 60

Промыхов В.В., Буякова С.П., Самейщева Т.С., Руктуев А.А., Кульков С.Н. Кинетика структурно-фазовых изменений при циклическом спекании порошковой системы ZrO₂ – MgO 65

Вашук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю. Ф., Теплых А.М., Дробяз Е.А. Особенности влияния электронно-пучковой обработки на поверхность стали 45 после электровзрывного боромеднения 69

Дудина Д.В., Злобин С.Б., Ульянички В.Ю., Ломовский О.И., Бычков А.Л., Батаев И.А., Батаев В.А. Образование субмикронных и наночастиц серебра при детонационном напылении порошков TiO₂-Ag ... 73

Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф., Крысина О.В., Ложкин В. С., Чумаченко А.Ю. Нанокристаллические покрытия, получаемые вакуумно-дуговым методом с плазменным ассистированием: синтез, структура, характеристики 77

Дампильон Б.В., Дураков В.Г., Еремина Л.В., Лосинская А.А., Мочалина Н.С. Свойства защитных покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна, полученных электронно-лучевой наплавкой в вакууме 80

Беляев В.Н., Лобунец А.В., Батаев В.А., Гонтаренко А.С. Влияние режимов механоактивации катода на структуру и свойства электрохимических покрытий 85

Терентьев Д.С. Технологические условия формирования нанотрубок оксида вольфрама 88

Теплых А.М. Использование электронно-лучевого нагрева для формирования на сталях износостойких поверхностных слоев 91

Овчаренко А.Г., Козлюк А.Ю., Курепин М.О., Тюрин А.Г., Терентьев Д.С. Исследование влияния комбинированной магнитно-импульсной обработки на качество твердосплавного инструмента 95

Правила для авторов 99

TECHNOLOGY

Chernomas V.V. Investigation of thermal processes occurring during manufacture of metal combined method casting and forging 3

Rakhimyanov Kh. M., Semenova Y. S. Surface geometry condition forecasting after ultrasonic surface plastic deformation of cylinders made of steel 11

Rakhimyanov Kh. M., Semenova Y. S., Tretyakov M. A. Surface layer refinement of details with small coating thickness made of nanocrystalline powder by ultrasonic surface plastic deformation 18

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Simsive J.V., Kutyskhin A.V., Simsive D.C. Estimation of the tool crater wear in high speed turning 23

Atapin V.G. Settlement designing of bearing designs of heavy multi-purpose machine tools 27

MATERIAL SCIENCE

Guriev A.M., Ivanov S.G., Greshilov A.D., Zemljakov S.A. The mechanism of formation needles of boron at diffusive complex saturation of boron and chrome from the saturating pastes 35

Ognev A.Y., Laptev I.S., Bazarkina V.V., Bataev I.A., Bataev V.A. Aluminum composite material with nanoscale reinforce phase fabricated by accumulative roll-bonding 40

Kornopoltsev V.N., Guriev A.M. A sheet metal-теflon material with given working characteristic 43

Matrenin S.V., Ovechkin B.B., Sadilov D.D., Lyakhova O.S. Research of processes of pressing and sintering nanopowders of tungsten and molybdenum 47

Sitnikov A.A., Yakovlev V.I., Seidurov M.N., Tatarkin M.E., Sobachkin A.V., Stepanova N.V., Rezanov I.U. Structure and properties of powder coatings weld mechanical activation of SHS-composites 51

Konovvalova E.V., Smirnov A.I., Veselov S.V., Nikulina A.A. Effect of the average grain size on the grain boundary parameters of an ensemble in Ni₃Fe alloy with the short-range order 55

Kurzina I.A., Bozhko I.A., Vershinin G.A., Smirnov A.I., Bataev V.A., Sharkeev Yu.P. Structural state and phase composition of titanium surface layers implanted by aluminum 60

Promakhov V.V., Buyakova S.P., Sameischeva T.S., Ruktuev A.A., Kulkov S.N. Kinetics of structural-phase changes in cyclic sintering powder system ZrO₂ – MgO 65

Vaschuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teplykh A.M., Drobzyaz E.A. The influence of electron beam treatment on a surface of steel 45 after electro explosive borocoppering 69

Dudina D.V., Zlobin S.B., Ulianitsky V.Yu., Lomovsky O.I., Bychkov A.L., Bataev I.A., Bataev V.A. Formation of submicron and nanoparticles of silver during detonation spraying of TiO₂-Ag powders 73

Koval N.N., Ivanov Yu.F., Krysin O.V., Lojkin V.S., Chumachenko A.U. Nanocrystalline coatings deposited by vacuum-arc method with plasma assistance: synthesis, structure, characteristics 77

Dampilon B.V., Durakov V.G., Eremina L.V., Losinskaya A.A., Mochalina N.S. Properties of protective coatings on the base of eutectic chrome-vanadium iron obtained by electron-beam hard facing in vacuum 80

Belyaev V.N., Lobunec A.V., Bataev V.A., Gontarenko A.S. Influence of modes mechanoactivation of the cathode on structure and property of electrochemical coatings 85

Terentiev D.S. The technology of nanopowder tungsten carbide 88

Teplykh A.M. Electron-beam application for wear-resistance steel surface layers formation 91

Ovcharenko A.G., Kozluk A.YU., Kurepin M.O., Tyurin A.G., Terentiev D.S. The investigation of effect combined magnetic pulse treatment on quality hardmetal tools 95

Rules for authors 99

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

Подписано в печать 19.09.11. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 12,5. Уч.-изд. л. 23,25. Изд. № 236. Заказ 1352. Тираж 1000 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ СОВМЕЩЕННЫМ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ И ШТАМПОВКИ

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

Статья поступила 1 июня 2011 г.

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

Рассматривается принципиальная схема установки горизонтального литья и деформации металла (УГЛДМ) для реализации совмещенного процесса производства металлоизделий из цветных сплавов. Проведен анализ теплового режима работы кристаллизатора УГЛДМ и определены критерии устойчивости процесса получения полосы из технического алюминия марки АД0.

Ключевые слова: непрерывно-литое деформированное металлоизделие, установка непрерывного литья и деформации металлов, распределение температур.

Введение

Технологический процесс получения металлоизделий на установке горизонтального литья и деформации металла (УГЛДМ) относится к совмещенным технологическим процессам, т. е. процессам, совмещающим в едином технологическом потоке или в едином устройстве несколько традиционных технологий. Примером совмещенных технологий является использование литейно-прокатных агрегатов для совмещения в едином технологическом потоке двух традиционных процессов – непрерывного литья и прокатки [1–3]. Их компоновка построена на последовательном совмещении машин непрерывного литья заготовок и прокатных клетей или прокатных станов. Одним из новых решений для производства непрерывных металлоизделий небольшого сечения из алюминиевых сплавов является схема совмещенного непрерывного литья и прессования («Conform and Castex») [4], а также разработанные в России совмещенные процессы литья и прессования на базе метода непрерывного прессования «Conform» [5, 6]. Данное оборудование предназначено для производства профилей мелких сечений из расплавленного металла путем его непрерывной кристаллизации и прессования через калибрующее отверстие матрицы. Оборудование комплектуется в виде линии, в состав которой входят: установка непрерывного литья заготовок (обычно роторного типа), правильно-задающее устройство, валки прокатного стана, матрица, через

которую осуществляется экструдирование, охлаждающее устройство и накопитель. При всех своих преимуществах эти способы обладают рядом недостатков, которые связаны с большими производственными площадями под размещение технологического оборудования, а также дополнительными производственными площадями для размещения ветвей конвейеров с целью накопления заготовок. Кроме того, в составе накопительных ветвей конвейеров зачастую используются нагревательные устройства, которые служат для поддержания температуры заготовок в заданных температурных пределах, отвечающих требованиям технологического процесса прокатки (прессования). Это приводит к дополнительным энергетическим и материальным затратам и, как следствие, увеличивает себестоимость производимой продукции.

УГЛДМ является компактным устройством для изготовления непрерывно-литых деформированных металлоизделий (НЛДМ), в подвижном кристаллизаторе которого одновременно реализуются три традиционных технологических процесса: непрерывное литье, жидкая штамповка и горячая объемная штамповка [7–10].

При разработке технологического процесса изготовления металлоизделий на УГЛДМ нельзя напрямую руководствоваться технологическими критериями отдельных процессов, входящих в состав совмещенного процесса. Для анализа устойчивости совмещенного процесса получения качественных металлоизделий

необходима разработка специфических критериев, учитывающих особенности данного процесса.

На рис. 1 представлена 3D-модель УГЛДМ. Установка включает водоохлаждаемый кристаллизатор, который состоит из четырех частей: двух боковых стенок 1, верхней 2 и нижней 3 стенок. Каждая из боковых стенок 1 приводится в движение двумя приводными эксцентриковыми валами 4, вращение которых направлено навстречу друг другу. Верхняя и нижняя стенки приводятся в движение от одной из пар приводных эксцентриковых валов 4 и плотно прижимаются к боковым стенкам 1 нажимными устройствами 5, установленными в стенках 6 станины через устройство 7, представляющее собой плоский подшипник с шариками. Боковые стенки 1 имеют наклонные и прямые участки. Верхняя стенка 2 имеет окно для установки разливочного стакана. Такое же окно имеет и верхняя стенка станины 6.

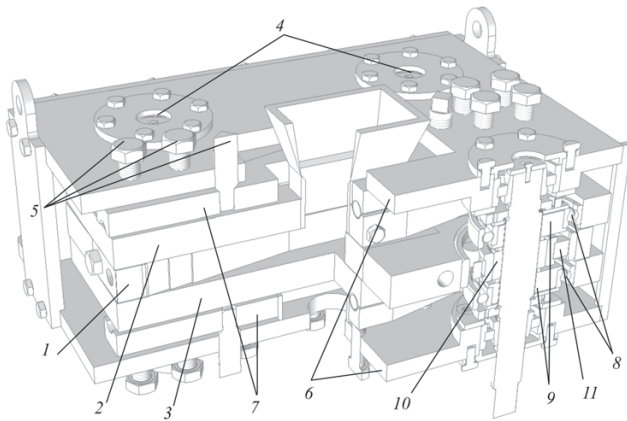


Рис. 1. 3D-модель УГЛДМ

При установившейся работе жидкий металл через разливочный стакан, установленный в окнах стенки станины 6 и верхней стенки 2, заливается в сборный кристаллизатор, образующий бункер, где происходит кристаллизация и деформация металла в твердожидком и твердом состояниях. При вращении приводных эксцентриковых валов боковые стенки через подшипники 8 совершают навстречу друг другу сложное движение в горизонтальной плоскости по замкнутой траектории, которое характеризуется величиной эксцентриков 9 и их ориентацией относительно друг друга. При этом эксцентрики 10 приводных валов через подшипники 11 приводят к возвратно-поступательному движению верхней и нижней стенок в горизонтальной плоскости. Такое взаимное движение стенок кристаллизатора способствует деформации металла и попеременную выдачу (самоподачу) НЛДМ.

К числу особенностей, характеризующих данный процесс, относятся тепловой режим кристаллизатора и деформационные условия, при которых протекает формирование металлоизделия.

1. Методика проведения исследований

Исходными данными для исследования распределения температур на рабочих поверхностях кристаллизатора установки УГЛДМ является распределение температур на продольной плоскости симметрии кристаллизатора вблизи поверхности нижней стенки при установившемся прогреве кристаллизатора. Наличие продольной и поперечной плоскостей симметрии кристаллизатора УГЛДМ позволяет определить распределение температур на рабочих поверхностях боковых стенок, верхней и нижней стенок одной четвертой части составного кристаллизатора.

На рис. 2 представлен вид одной четвертой части составного кристаллизатора, где схематично показаны точки, в которых установлены датчики измерения температуры (верхняя стенка кристаллизатора не показана). В качестве датчиков измерения температуры использованы термоэлектрические преобразователи (термопары) градуировки ХА(К) по ГОСТ Р8.585-2001 с диаметром проволоки 0,5 мм. Показания термопар фиксировали с помощью многоканального измерителя температуры марки «Термодат-29М1» (ТУ 4218-004-12023213-2004, государственный реестр средств измерения России № 17602-04).

Установившийся режим прогрева кристаллизатора, который соответствует распределению температур по областям кристаллизатора при установившемся режиме разлива металла заданной температуры и заданном цикле работы УГЛДМ, является заключительной стадией технологической операции общего прогрева кристаллизатора. Этой стадии предшествуют стадии предварительного и рабочего прогревов кристаллизатора УГЛДМ. Этап предварительного прогрева соответствует распределению температур по областям кристаллизатора перед заполнением его металлом. Этап рабочего прогрева соответствует распределению температур по областям кристаллизатора с момента его заполнения металлом и до момента выхода кристаллизатора на установившийся режим при непрерывной разливке металла заданной температуры.

Исходя из конструктивно-технологических особенностей составного кристаллизатора условно разделяли его на три основные области, отличающиеся различными условиями теплообмена затвердевающего металла со стенками кристаллизатора. Каждая из областей (зон) характеризуется определенными условиями теплообмена и месторасположения (рис. 2).

Область I располагается в центральной части кристаллизатора. Она ограничена участками рабочих поверхностей боковых стенок и нижней стенки кристаллизатора, а также поперечной плоскостью



симметрии кристаллизатора и плоскостью, перпендикулярной продольной плоскости симметрии кристаллизатора, проходящей через границу горизонтального участка боковых стенок. В этой зоне затвердевающий металл контактирует с участками боковых стенок и нижней горизонтальной стенкой, следовательно, условия теплообмена определяются начальной температурой и теплофизическими характеристиками материалов стенок кристаллизатора, а также температурой и теплофизическими характеристиками заливаемого расплава.

Область II располагается в средней части кристаллизатора. Она ограничена участками рабочих поверхностей боковых стенок, верхней и нижней стенок кристаллизатора, левой границей области I, а также плоскостью, перпендикулярной продольной плоскости симметрии кристаллизатора, проходящей через середину наклонных участков боковых стенок. В этой зоне затвердевающий металл контактирует с участками боковых стенок и участками верхней и нижней горизонтальных стенок. Условия теплообмена определяются температурой и теплофизическими характеристиками материалов стенок кристаллизатора, температурой и теплофизическими характеристиками заливаемого расплава, а также характеристиками системы охлаждения боковых стенок кристаллизатора (рис. 2, б).

Область III располагается в калибровочной зоне кристаллизатора. Она ограничена участками рабочих поверхностей боковых стенок, верхней и нижней стенок кристаллизатора, левой границей области II, а также плоскостью, перпендикулярной продольной плоскости симметрии кристаллизатора, проходящей через торец боковой стенки. В этой зоне затвердевающий металл контактирует с калибрующими бойками парных боковых стенок и участками верхней и нижней горизонтальных стенок. Условия теплообмена определяются температурой и теплофизическими характеристиками материалов стенок кристаллизатора, температурой и теплофизическими характеристиками заливаемого расплава, а также характеристиками системы охлаждения боковых стенок кристаллизатора (рис. 2, б).

Охлаждение боковых стенок кристаллизатора (рис. 2, б) осуществляется через ступенчатые каналы с диаметрами отверстий d_1 и d_2 и длиной участков соответственно l_1 и l_2 , расположенными на расстоянии l_3 от рабочих поверхностей боковых стенок. Используется система водяного циркуляционного охлаждения с применением перфорированных глухондных стаканов, через которые вода подается в ступенчатые каналы системы охлаждения боковых стенок. Регулирование эффективности системы охлаждения осуществляется изменением параметров номинального давления в системе охлаждения, расхода и начальной температуры воды. Боковые, верхняя и нижняя стенки изготовлены из стали 45 ГОСТ 1050-88.

Основной особенностью технологического процесса изготовления металлоизделий является то, что использование УГЛДМ позволяет в непрерывном режиме получать деформированные металлоизделия непосредственно из расплавленного металла. Совмещенный технологический процесс условно можно представить в виде совокупности трех традиционных технологических процессов, которые протекают в кристаллизаторе УГЛДМ. В области I протекают процессы, характерные для технологии непрерывного литья, в области II – процессы, присущие жидкой штамповке или тиксоштамповке (деформация металла в твердотекучем состоянии), и в области III – процессы, характерные для горячей или холодной обработки металлов давлением (деформация металла при заданной температуре в твердом состоянии). Исходя из принятых допущений технологические параметры совмещенного процесса должны отвечать требованиям, предъявляемым к каждому из процессов в отдельности. Для каждого протекающего в кристаллизаторе УГЛДМ процесса, одним из основных параметров является температура в центральной части каждой из областей, которая характеризует требуемые для каждого процесса технологические

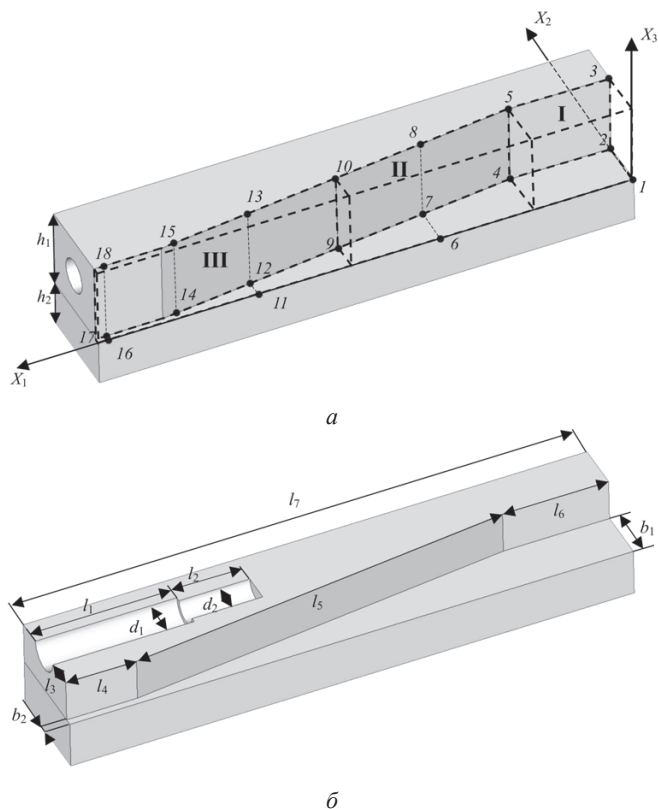


Рис. 2. Вид одной четвертой части составного кристаллизатора со схемой расположения точек установки термопар и областей кристаллизатора (а) и конструкцией системы охлаждения (б)

и физико-механические свойства обрабатываемого материала заготовки. Эти температуры выражены через температуры характерных точек диаграмм состояния заливаемого в кристаллизатор УГЛДМ сплава (материала заготовки). Интервалы данных температур удобно представить в виде неравенств.

Для области I:

$$T_S + \frac{T_L - T_S}{2} < T_I \leq T_L + \Delta T, \quad (1)$$

где T_S – температура солидуса, °С; T_L – температура ликвидуса, °С; ΔT – величина перегрева заливаемого сплава над температурой ликвидуса, °С. При выполнении этого условия обеспечивается заполняемость кристаллизатора расплавом (условие жидкотекучести расплава и непрерывности процесса).

Для области II:

$$T_T^{\max} < T_{II} \leq T_S + \frac{T_L - T_S}{2}, \quad (2)$$

где T_T^{\max} – максимальная технологическая температура, при которой исследуемый сплав деформируют в горячем состоянии при обработке металлов давлением. При выполнении этого условия обеспечивается деформирование заливаемого металла при наименьших нагрузках на приводные валы стенок кристаллизатора.

Для области III:

$$T_T^{\min} \leq T_{III} \leq T_T^{\max}, \quad (3)$$

где T_T^{\min} – минимальная технологическая температура, при которой исследуемый сплав деформируют в горячем состоянии при обработке металлов давлением. При выполнении этого условия обеспечивается деформирование заливаемого металла в калибровочных частях кристаллизатора с гарантированным получением соответствующего профиля поперечного сечения металлоизделия при наименьших нагрузках на приводные валы стенок кристаллизатора.

Стадия предварительного прогрева необходима для создания такого распределения температур в центре соответствующих областей кристаллизатора, которое наиболее близко отвечает условиям (1)–(3) с учетом параметров и конструкции системы нагрева кристаллизатора.

Экспериментальный стенд, на котором осуществляется физическое моделирование работы УГЛДМ, оснащен системой нагрева кристаллизатора, где в качестве источника тепла использовано пламя универсальной ацетилено-кислородной горелки марки ГЗ (ГОСТ1077-79), установленной в районе I области кристаллизатора под нижней стенкой на расстоянии 100 мм от ее внешней поверхности. Тем-

пература пламени горелки регулируется в пределах 2200 °С (восстановительное пламя) ... 2800 °С (окислительное пламя). Выбор данной системы нагрева кристаллизатора обусловлен конструкцией рабочей клетки экспериментального стенда, которая не позволяет осуществлять одновременный нагрев верхней и нижней стенок кристаллизатора. Для снижения неравномерности температур рабочих поверхностей верхней и нижней стенок кристаллизатора перед его рабочим прогревом они дополнительно разогреваются пламенем однофакельной воздушно-пропановой нагревательной горелкой марки ГВПН (ТУ СД.0569) через заливочное отверстие, расположенное в верхней стенке кристаллизатора.

Длительность рабочего прогрева кристаллизатора УГЛДМ определяется продолжительностью выравнивания температур (между точками 2 и 3, 4 и 5, 7 и 8, 9 и 10, 12 и 13, 14 и 15, 17 и 18, рис. 2, а) вблизи рабочих поверхностей кристаллизатора по высоте боковой стенки h_1 . Значения температур на линии пересечения продольной плоскости симметрии с рабочей поверхностью нижней стенки кристаллизатора (точки 1, 6, 11 и 16, рис. 2, а) характеризуют изменение температуры по длине кристаллизатора и являются контролируемым параметром процесса предварительного разогрева кристаллизатора. Очевидно, что общая продолжительность рабочего прогрева кристаллизатора УГЛДМ определяется максимальной продолжительностью выравнивания температур по высоте боковой стенки в сечениях, параллельных поперечной плоскости симметрии кристаллизатора, вблизи рабочей поверхности боковой стенки (точки 4 и 5, 7 и 8, 9 и 10, 12 и 13, 14 и 15, 17 и 18, рис. 2, а).

Определение продолжительности рабочего прогрева кристаллизатора проводили на экспериментальном стенде УГЛДМ при следующих начальных условиях и параметрах:

- сортамент металлоизделия: полоса поперечного сечения 40×12 мм;
- материал заготовки: технический алюминий АД0 ГОСТ 4784-97;
- температура заливки расплава: 750 °С;
- степень обжарки заготовки: 0,25;
- производительность: 1,5 м/мин;
- геометрические параметры кристаллизатора: $h_1 = 40$ мм; $h_2 = 25$ мм; $l_4 = 30$ мм; $l_5 = 170$ мм; $l_6 = 50$ мм; $l_7 = 239$ мм; $b_2 = 6$ мм; $b_1 = 22,5$ мм;
- геометрические параметры системы охлаждения кристаллизатора: $d_1 = 16$ мм; $d_2 = 12$ мм; $l_1 = 60$ мм; $l_2 = 30$ мм; $l_3 = 12$ мм;
- номинальное давление в системе охлаждения: регулируемое (0,005...0,02 МПа);



- температура воды на входе в систему охлаждения: 5 °С;
- объемный расход воды в системе охлаждения: регулируемый (30...50 см³/с);
- начальная температура центральной области кристаллизатора (значение температуры в точке 1, рис. 2, а): регулируемая (630...710 °С).

Регулируемыми (управляемыми) параметрами физического моделирования процесса получения металлоизделия на УГЛДМ являются номинальное давление в системе охлаждения кристаллизатора, связанное с объемным расходом воды в системе охлаждения, и начальная температура центральной области кристаллизатора, которые отражают основные тепловые параметры процесса. Для определения взаимного влияния указанных технологических параметров на продолжительность рабочего прогрева кристаллизатора был реализован полный факторный эксперимент типа 2^x для двух независимых переменных, в качестве которых были выбраны начальная температура центральной области кристаллизатора ($T_{ц} = 630...710$ °С) и номинальное давление в системе охлаждения ($P = 0,005...0,02$ МПа). Откликом являлась максимальная продолжительность выравнивания температур по высоте боковой стенки в сечениях, параллельных поперечной плоскости симметрии кристаллизатора, вблизи рабочей поверхности боковой стенки (точки 2 и 3, 4 и 5, 7 и 8, 9 и 10, 12 и 13, 14 и 15, 17 и 18, рис. 2, а). Границы варьирования независимыми факторами (максимальные и минимальные значения), а также значения фиксированных факторов принимали исходя из условий устойчивости технологического процесса. Режимы технологического процесса представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Режимы технологического процесса

Номер режима	Начальная температура центральной области кристаллизатора ($T_{ц}$), °С	Номинальное давление в системе охлаждения (P), МПа
1	630	0,005
2	710	0,005
3	630	0,02
4	710	0,02

2. Результаты исследований

Значения отклика получали из анализа данных изменения температур в соответствующих точках после этапа предварительного прогрева и заполнения кристаллизатора расплавом (табл. 2). После обработки результатов эксперимента методом наи-

меньших квадратов получены уравнение регрессии и поверхность отклика (рис. 3), описывающие продолжительность рабочего прогрева кристаллизатора:

$$\tau = 28,3 - 495,3 \times P + 0,735 \times P \times T_{ц} \quad (4)$$

Т а б л и ц а 2

Продолжительность выравнивания температур по сечениям вблизи рабочей поверхности боковой стенки

Режим	Продолжительность выравнивания температур по сечениям, с						
	2–3	4–5	7–8	9–10	12–13	14–15	17–18
1	10	10	15	20	25	25	25
2	15	20	25	35	35	35	35
3	10	15	25	25	30	30	30
4	20	30	35	35	40	40	40

Полученное уравнение регрессии адекватно описывает процесс продолжительности рабочего прогрева кристаллизатора, поскольку гипотеза об адекватности уравнения регрессии экспериментальным данным подтвердилась ($F_{расч} \leq F_{табл}$, $1,86 < 18,5$), все коэффициенты уравнений регрессии статистически значимы ($t_{расч} \leq t_{табл}$; $1,54 < 12,71$ и $1,64 < 12,71$). Относительная ошибка аппроксимации составляет $\delta = 7,34$ %, множественный коэффициент корреляции $R^2 = 0,89$ при доверительной вероятности 0,95.

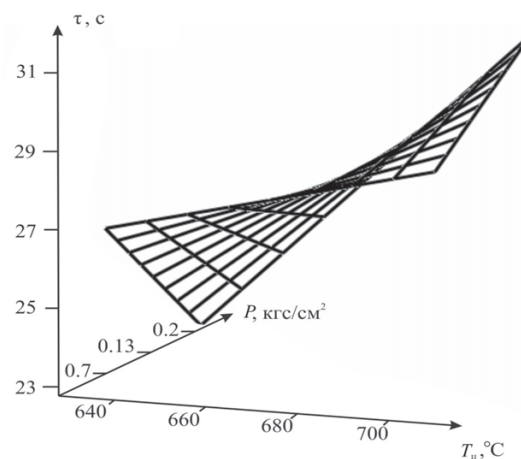


Рис. 3. Поверхность отклика, описывающая продолжительность рабочего прогрева кристаллизатора

На рис. 4 представлены кривые изменения температуры в области I (в точках 2 и 3). Точкой отсчета процесса является момент заполнения кристаллизатора УГЛДМ расплавом. На начальном этапе (первые пять секунд) происходит заполнение кристаллизатора расплавом и начинается процесс выравнивания температур по высоте боковой стенки вблизи ее рабочей поверхности. На десятой секунде происходит стабилизация температур в нижней и верхней точках боковой

стенки с последующим выходом на установившийся режим. Изменение температуры 2 и 3 точек боковой стенки на протяжении последующих 50 секунд незначительно и составляет 1,3 °С (в точке 2) и 1,1 °С (в точке 3) при максимальных и минимальных значениях температур соответственно 699,4 °С и 698,1 °С (в точке 2) и 692,6 °С и 691,5 °С (в точке 3). За начало установившегося режима принимаем десятую секунду с момента заливки кристаллизатора расплавом. В этот момент времени температуры в нижней и верхней точках боковой стенки соответственно составляют 699,4 °С и 692,6 °С, средняя температура – 696 °С.

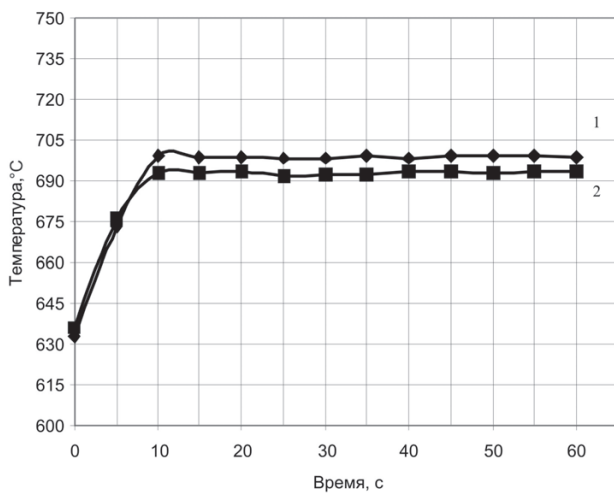


Рис. 4. Кривые изменения температур в области I:
1 – точка 2; 2 – точка 3

Аналогичный анализ кривых распределения температур по соответствующим сечениям по высоте боковой стенки h_1 вблизи ее рабочей поверхности кристаллизатора проводили для остальных сечений и режимов технологического процесса. В табл. 3 представлены сводные данные значений средних температур в сечениях по высоте боковой стенки h_1 вблизи ее рабочей поверхности для всех исследованных режимов при установившемся режиме прогрева.

Учитывая, что для технического алюминия АД0: $T_L = T_S = 658,7$ °С, $T_T^{\min} = 270$ °С и $T_T^{\max} = 420$ °С, условия (1)–(3) для этого сплава можно записать в следующем виде:

- область I: $658,7 < T_I \leq 750$ ($T_I = T_1$ где T_1 – температура в точке 1 кристаллизатора);

- область II: $420 < T_{II} \leq 658,7$ ($T_{II} = T_6$, где T_6 – температура в точке 6 кристаллизатора);

- область III: $270 \leq T_{III} \leq 420$ ($T_{III} = T_{11}$, где T_{11} – температура в точке 11 кристаллизатора).

Из табл. 3 видно, что значения температур для области I (сечение 2–3) для всех режимов удовлетворяют условию (1). Значения температур для области II (сечения 4–5 (граница области I и II), 7–8 и 9–10) для

всех режимов удовлетворяют условию (2). Значения температур для области II (сечения 12–13, 14–15 и 17–18) для всех режимов удовлетворяют условию (3).

Таблица 3

Значения средних температур в сечениях по высоте боковой стенки h_1 вблизи ее рабочей поверхности

Режим	Значения средних температур в сечениях по высоте боковой стенки h_1 , °С						
	2–3	4–5	7–8	9–10	12–13	14–15	17–18
1	696	570	521	440	380	330	320
2	718	587	580	520	417	370	362
3	667	540	514	417	327	318	312
4	706	575	535	465	392	345	337

Для определения взаимного влияния технологических параметров на среднюю температуру в сечениях по высоте боковой стенки h_1 вблизи ее рабочей поверхности был реализован полный факторный эксперимент типа 2^x для двух независимых переменных, в качестве которых были выбраны начальная температура центральной области кристаллизатора ($T_{\text{ц}} = 630 \dots 710$ °С) и номинальное давление в системе охлаждения ($P = 0,005 \dots 0,02$ МПа). Откликом являлась средняя температура в сечениях по высоте боковой стенки h_1 вблизи ее рабочей поверхности при установившемся режиме прогрева кристаллизатора. Границы варьирования независимыми факторами (максимальные и минимальные значения), а также значения фиксированных факторов принимали исходя из условий устойчивости технологического процесса (табл. 1). После обработки результатов эксперимента методом наименьших квадратов получены уравнения регрессии, распределение температур по сечениям кристаллизатора:

$$\text{Сечение 2–3: } T_{2-3} = 458 + 0,38 \times T_{\text{ц}} - 136,7 \times P \quad (5)$$

$$\text{Сечение 4–5: } T_{4-5} = 368 + 0,33 \times T_{\text{ц}} - 140 \times P \quad (6)$$

$$\text{Сечение 7–8: } T_{7-8} = 224 + 0,5 \times T_{\text{ц}} - 173,3 \times P \quad (7)$$

$$\text{Сечение 9–10: } T_{9-10} = 43 + 0,8 \times T_{\text{ц}} - 260 \times P \quad (8)$$

$$\text{Сечение 12–13: } T_{12-13} = 15,6 + 0,64 \times T_{\text{ц}} - 260 \times P \quad (9)$$

$$\text{Сечение 14–15: } T_{14-15} = 75,6 + 0,42 \times T_{\text{ц}} - 123,3 \times P \quad (10)$$

$$\text{Сечение 17–18: } T_{17-18} = 65,9 + 0,42 \times T_{\text{ц}} - 110 \times P \quad (11)$$

Область определения функций (5)–(11) описывается неравенствами

$$630 \leq T_{\text{ц}} \leq 710 \text{ °С ; } 0,005 \leq P \leq 0,02 \text{ МПа.}$$

Полученные уравнения регрессии (5)–(11) с большой достоверностью описывают процесс рас-

пределения температур по сечениям кристаллизатора, поскольку гипотеза об адекватности уравнений регрессии экспериментальным данным подтвердилась ($F_{\text{расч}} \leq F_{\text{табл}}$), все коэффициенты уравнений регрессии статистически значимы ($t_{\text{расч}} \leq t_{\text{табл}}$), относительная ошибка аппроксимации не превышает 1,86 %, множественный коэффициент корреляции не менее 0,929 при доверительной вероятности, равной 0,95.

3. Обсуждение результатов

Уравнения регрессии (5)–(11), отвечающие условиям (1)–(3), позволяют определить такое сочетание основных технологических параметров процесса, при которых можно обеспечить устойчивость технологического процесса получения металлоизделий на УГЛДМ. На основе полученных результатов распределения температур по сечениям кристаллизатора можно сформулировать группу технологических критериев, которые связаны с надежностью УГЛДМ и качеством получаемых металлоизделий. Их удобно записать через ограничения, накладываемые на параметры напряженно-деформированного состояния в системе «инструмент (составные части кристаллизатора) – формирующееся металлоизделие».

Поскольку максимальные напряжения и деформации в рассматриваемой системе развиваются в калибрующей области кристаллизатора (область III), а также учитывая то, что касательные напряжения значительно меньше нормальных напряжений для каждого из рассматриваемых сечений формирующегося в этой области металлоизделия, условие для калибрующей области можно записать в следующем виде:

$$\sigma_T^{T=T_{III}} < \sigma_{ii}^{\max} < \sigma_B^{T=T_{III}}, \quad i = 1, 2, 3, \quad (12)$$

где σ_{ii}^{\max} – максимальные нормальные напряжения в направлении соответствующей координаты, возникающие в металлоизделии при его обжати в калибрующей области кристаллизатора, МПа; $\sigma_B^{T=T_{III}}$ – предел прочности материала металлоизделия на сжатие (растяжение) при соответствующей температуре калибрующей области кристаллизатора, МПа; $\sigma_T^{T=T_{III}}$ – предел текучести материала металлоизделия на сжатие (растяжение) при соответствующей температуре калибрующей области кристаллизатора, МПа.

Условие для степеней деформаций:

$$\varepsilon_{III}^{\max} < \varepsilon_{кр}^{T=T_{III}}, \quad (13)$$

где ε_{III}^{\max} – максимальная степень деформации, возникающая в металлоизделии при его обжати в калибрующей области кристаллизатора, %; $\varepsilon_{кр}^{T=T_{III}}$ – критическая степень деформации материала металлоизделия на сжатие (растяжение, сдвиг) при соответствующей температуре калибрующей области кристаллизатора, %.

Условия (12)–(13) описывают предельное состояние материала металлоизделия в калибрующей области и определяют критерий ограничения номенклатуры материалов для получения металлоизделия.

Одним из основных показателей качества получаемых металлоизделий является их размерно-геометрическая точность. Технологический критерий, с помощью которого можно оценить размерно-геометрическую точность (критерий качества), удобно записать через величину перемещения инструмента в калибрующей области кристаллизатора УГЛДМ:

$$u_2^{\max} + u_2^* < Td_2(TD_2); \quad (14)$$

$$u_3^{\max} < Td_3(TD_3), \quad (15)$$

где u_2^{\max} , u_3^{\max} – максимальное значение перемещения в направлении соответствующей координаты, возникающее в инструменте при обжати металлоизделия в калибрующей области кристаллизатора, мкм; $Td_2(TD_2)$ – максимальное значение величины допуска по ширине металлоизделия для соответствующего качества точности, мкм; $Td_3(TD_3)$ – максимальное значение величины допуска по высоте металлоизделия для соответствующего качества точности, мкм; u_2^* – максимальное значение перемещения в направлении соответствующей координаты, возникающее в системе «подшипник – эксцентрик – приводной вал» при обжати металлоизделия в калибрующей области кристаллизатора, мкм.

Выводы

Проведен анализ распределения температур по областям кристаллизатора УГЛДМ при получении полосы сечением 40×12 мм из технического алюминия марки АД0. На основе этого анализа предложены технологические критерии в виде ограничений, накладываемых на параметры напряженно-деформированного состояния в системе «инструмент (составные части кристаллизатора) – формирующееся металлоизделие» и размерно-геометрическую точность получаемых металлоизделий.

Список литературы

1. *Минаев А.А.* Совмещенные металлургические процессы. – Донецк: Технопарк ДонГТУ. УНИТЕХ, 2008. – 552 с.
2. *Сапожников А.Я.* Мелкосортные станы конструкции ВНИИМЕТМАШ для мини заводов // *Сталь*. – 1999. – № 6. – С. 61–62.
3. *Салганик В.М.* Тонкослябовые литейно-прокатные агрегаты для производства стальных полос / В.М. Салганик, И.Г. Гун, А.С. Карандаев, А.А. Радионов. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 506 с.
4. *Johann F., Langerweger J., Maddock B.* Recent Developments in Conform and Castex//Continuous Extrusion Technology. *Light Metal Age*. – Aug 1988. – PP. 23–28.
5. *Сергеев В.М.* Непрерывное литье–прессование цветных металлов / В.М. Сергеев, Ю.В. Горохов, В.В. Соболев, Н.А. Нестеров. – М.: Металлургия, 1990. – 85 с.
6. *Сидельников С.Б., Довженко Н.Н., Ворошилов С.Ф.* Применение совмещенных методов прокатки-прессования для получения пресс-изделий из алюминиевых сплавов // *Технология легких сплавов*. – 1999. – № 1–2. – С. 131 – 136.
7. *Одинокоев В.И., Черномас В.В., Ловизин Н.С.* Литейно-ковочный модуль горизонтального типа для производства непрерывнолитых деформированных заготовок из цветных сплавов // *Обработка металлов*. – 2008. – № 1. – С. 12–14.
8. *Одинокоев В.И., Черномас В.В., Ловизин Н.С., Стулов В.В., Скляр С.Ю.* Технология получения металлоизделий на установке горизонтального литья и деформации металла // *Металлург*. – 2009. – № 7. – С. 47–49.
9. *Черномас В.В., Одинокоев В.И., Скляр С.Ю.* Устройство для непрерывного горизонтального литья и деформации металла // Патент России № 2401175. 2010. Бюл. № 28.
10. *Черномас В.В., Одинокоев В.И., Скляр С.Ю.* Устройство для непрерывного горизонтального литья и деформации металла // Патент России № 2401176. 2010. Бюл. № 28.

Investigation of thermal processes occurring during manufacture of metal combined method casting and forging

V.V. Chernomas

We consider a schematic diagram of the aggregate of horizontal casting and deformation of metal to implement a combined process of metal production from non-ferrous alloys. Has been analysis of the thermal regime of the crystallizer of the aggregate of horizontal casting and deformation of metal and been generated criteria for stability of the process of obtaining strips of technical aluminum grade AD0.

Key words: continuously deformed metal products, aggregate of horizontal castings and deformation of metal, temperature distribution.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 45 ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОВЕРХНОСТНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ*

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

Статья поступила 6 июля 2011 г.

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

Выявлены закономерности формирования характерного для ультразвуковой обработки пластичных материалов рельефа поверхности. Представлена математическая модель для определения геометрических параметров рельефа в зависимости от режимов обработки. Приведено экспериментальное подтверждение ее адекватности.

Ключевые слова: волнообразование, ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование, микрогеометрия, макрогеометрия, волнистость.

Введение

При обработке цилиндрических деталей из закаленной стали 45 ультразвуковым пластическим деформированием на их поверхности формируется характерный рельеф, образуемый в результате циклического накопления и последующего сброса деформации металла в результате его пластического течения. В результате обработки образуются волны, развивающиеся по винтовым линиям с постоянным шагом (в виде многозаходной винтовой линии). При этом развитие спиралей может иметь направление по часовой или против часовой стрелки в зависимости от сочетаний режимных параметров обработки.

На рис. 1 показано увеличенное изображение цилиндрической поверхности после УЗПД. Из рисунка видно, что волны располагаются под некоторым углом α к направлению движения инструмента. В результате движения инструмента по обрабатываемой поверхности образуются дорожки отпечатков,

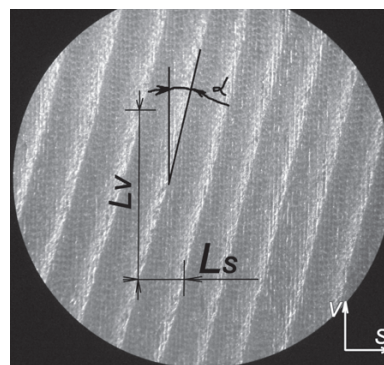


Рис. 1. Увеличенное изображение рельефа поверхности, обработанной методом УЗПД

хорошо различимые на рисунке. Расстояние между дорожками соответствует величине подачи при обработке, равной 0,065 мм/об. Шаг L между гребнями соседних волн постоянен как в направлении главного движения (V), так и в направлении подачи (S), и включает в себя определенное число отпечатков инструмента.

* Исследования проведены при финансовой поддержке в рамках выполнения аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)» (АВЦП 2.1.2/11449).

В ходе экспериментов установлено, что возникновение волн на поверхности при обработке пластичных материалов зависит от нескольких параметров обработки. Так, уменьшение статического усилия привело к уменьшению или полному исчезновению волн при сохраненных остальных параметрах обработки. Однако при уменьшении нагрузки снижаются степень деформации и глубина упрочненного слоя, в результате чего при такой обработке требуемые характеристики поверхности не будут достигнуты.

Изменение кинематики процесса обработки также влияет на волнообразование. При изменении статической нагрузки в диапазоне от 5 до 15 кг стабильные волны образовывались лишь при обработке с подачами 0,065 и 0,08 мм/об. При подаче 0,114 мм/об высота волн значительно снизилась, стала переменной, появились участки с гладкой поверхностью, рисунок рельефа стал нестабильным. Дальнейшее увеличение подачи привело к полному исчезновению волн, т. е. существует некоторое предельное максимальное значение подачи для заданных остальных параметров деформирования, при котором волны перестают появляться. Подробное описание экспериментальных исследований рельефа, получаемого ультразвуковым пластическим деформированием, представлено в работе [1].

Изучение влияния каждого фактора на формируемую геометрию поверхности потребовало бы проведения огромного числа экспериментов, что, в свою очередь, приведет к большим затратам материальных ресурсов и времени. Полученные при этом эмпирические зависимости не позволят понять механизмы формирования рельефа.

Теоретическое исследование дает возможность осознанно управлять геометрией поверхности, что позволит формировать на поверхности заранее выбранный рельеф при сочетании определенных режимов обработки, подбирать необходимые сочетания режимов для конкретного оборудования, имеющего ограничения по режимам. Математическое описание процесса упрощает использование модели при разработке САПР технологии ультразвукового поверхностного пластического деформирования.

Моделирование формирования волн

Накопление деформации зависит от зарождения некоторого начального очага деформации (ОД), который может либо остаться за фронтом движения деформации в поверхности, либо перемещаться вместе с ним. По мере перемещения фронта движения деформации вдоль поверхности ОД увеличивается в размерах и создает впереди себя неровность, создающую препятствие для движения инструмента. Для

преодоления этого препятствия инструмент «забирается» на сформированный очаг деформации, оставляя за собой дорожку следов ударов, каждый следующий из которых отстоит от предыдущего на некотором расстоянии. Таким образом, происходит постепенное накопление деформации. При повторном внедрении индентора в деформированную поверхность течение материала будет происходить неравномерно, поскольку движение очага деформации в упрочненном металле затруднено. В этом случае происходит формирование неравномерного ОД со смещением в область с меньшей степенью накопленной деформации. При этом часть накопленной деформации остается за фронтом движения деформации и участвует в формировании нового микрорельефа поверхности.

Через определенное количество ударов формируется вершина гребня волны, после чего инструмент начнет «спускаться» с вершины гребня до исходного уровня поверхности, затем цикл повторяется. Высота сформированной неровности при измерениях на образцах не превышала даже половины амплитуды колебаний деформирующего инструмента. Это говорит о том, что отрыв инструмента происходил во всех точках гребня волны.

На рис. 2 показано поведение материала как при движении инструмента в направлении V , так и при переходе от витка к витку (в направлении S).

В пределах одного оборота детали реализуется некоторое количество циклов накопления/сброса деформации, каждый из которых не отличается от предыдущего. При переходе на следующий виток высота сформированной волны на предыдущем витке будет отличаться от высоты вновь сформированной волны, т. е. накопление деформации происходит и при взаимодействии очагов деформации соседних витков.

Формирование макрорельефа при переходе на следующий виток будет зависеть от положения инструмента относительно макронеровностей, сформированных на предыдущем витке в определенном сечении. Справа на рис. 2 показано накопление деформации в направлении S в трех различных сечениях: в точке перехода от одного цикла накопления деформации к следующему (верхний рисунок), в точке максимального накопления (средний рисунок) и промежуточный вариант (нижний рисунок.) В точке перехода от цикла к циклу видно наименьшее накопление деформации при движении инструмента в направлении подачи, поскольку в этом случае перед инструментом нет накопленного за предыдущие удары очага деформации, и перекрытие очагов деформации происходит равномерно во всех направлениях. В точке максимального накопления деформации образуется наибольший перепад вершин гребней на крайних и средних дорожках. Глубина упрочненного слоя при этом не изменилась.

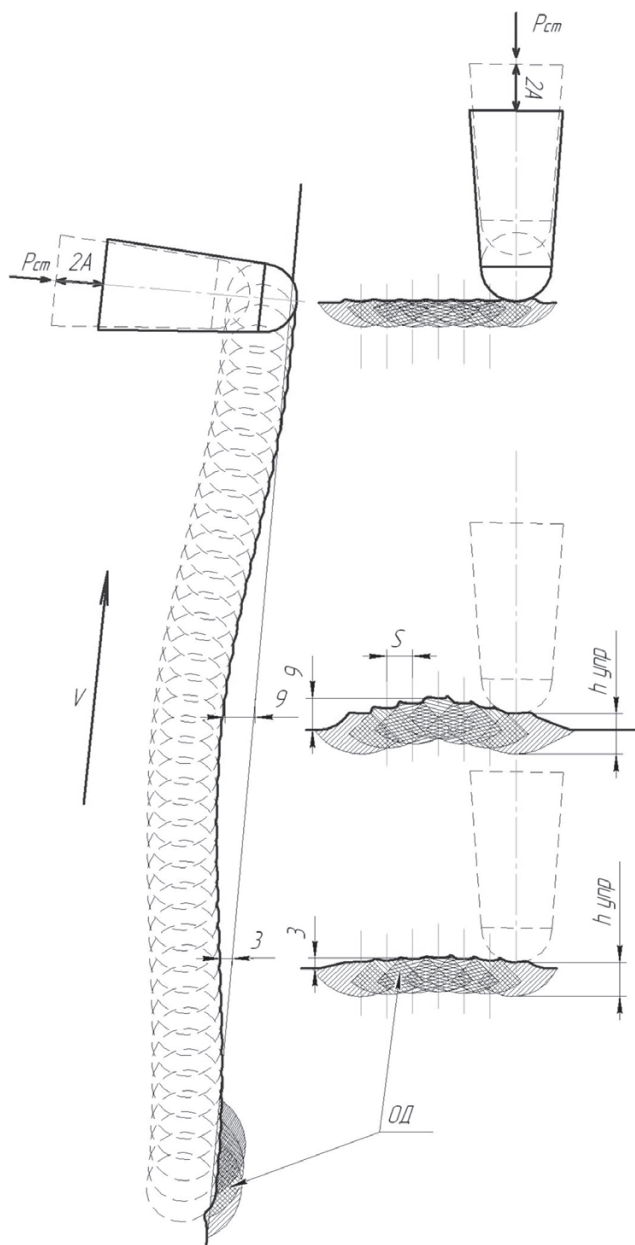


Рис. 2. Схема формирования волн:

2A – двойная амплитуда колебаний ультразвукового инструмента; P_{ст} – статическое усилие поджатия ультразвукового инструмента к обрабатываемой поверхности; h_{упр} – глубина упрочненного слоя

Для определения угла наклона спиральных линий, вдоль которых располагаются гребни волн, воспользуемся схемой обработки, представленной на рис. 3. Отпечатки, формирующие видимую часть гребней, обозначены закрашенными кружками, а остальные отпечатки – пустыми кружками. Расстояние между соседними отпечатками обозначено l_V, расстояние между соседними гребнями волн вдоль дорожки следов инструмента – L_N, смещение положения вершины гребня на следующем витке относительно предыдущего – p, величина подачи – S.

Поскольку расстояние между волнами в направлении V и направлении S постоянно для неизменных режимов обработки, то накопление деформации

происходит за одно и то же количество отпечатков в направлении V – N отпечатков, и за одно и то же количество витков в направлении S – n витков. Тогда расстояние между гребнями волн в направлении V будет равно N × l_V, а расстояние между волнами в направлении S – S × n.

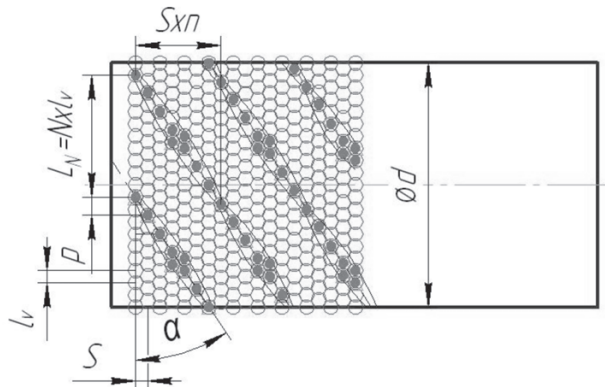


Рис. 3. Схема формирования и взаимного расположения гребней волн

Расстояние p будет зависеть от кратности числа отпечатков за один виток числу отпечатков, укладываемых между соседними гребнями волн в направлении V. Если число отпечатков индентора за один оборот детали (M + m, где M – целая часть числа, m – его дробная часть; подробно расчет данного числа представлен в работе [2]) будет кратно N, то вершина гребня на соседнем витке будет располагаться на том же уровне, что и вершина гребня на предыдущем витке, при этом число гребней на одном витке будет целым. В результате гребни выстроятся в образующие цилиндра. Если же число таких гребней на одном витке не является целым, то гребни располагаются под некоторым углом α относительно направления движения инструмента вдоль обрабатываемой поверхности. Представим число волн на одном витке в виде числа K + k, где k – дробная часть числа, полученного при делении длины одного витка, которая в силу малого отличия принимается равной длине окружности детали в рассматриваемом сечении, на расстояние между волнами:

$$K + k = \frac{\pi d}{N l_V} \quad (1)$$

где l_V – расстояние между соседними отпечатками индентора в направлении V.

$$l_V = \frac{L_{\text{витка}}}{M + m} = \frac{\pi d n}{6 \cdot 10^4 f} \quad (2)$$

где M + m – число отпечатков индентора за один оборот детали; n – число оборотов детали, об/мин; L_{витка} – длина пути инструмента за один оборот детали

($L_{\text{витка}} = \pi d$), мм; f – частота ультразвуковых колебаний, Гц; d – обрабатываемый диаметр, мм. Тогда

$$K + k = \frac{M + m}{N} = \frac{6 \cdot 10^4 f}{nN}. \quad (3)$$

Величина p будет представлять собой расстояние между вершинами гребней волн на соседних витках. Определить p можно, умножив количество отпечатков, которые составляют разницу уровней вершин гребней на соседних витках, на расстояние между отпечатками: $p = l_V \times x$, где x может принимать значения: $x_1 = k$ в случае, когда инструмент прошел больше некоторого числа $K \times N$ отпечатков, но меньше половины расстояния до следующей вершины гребня, или $x_2 = 1 - k$ в случае, когда инструмент не дошел до некоторого числа $(K + 1) \times N$ отпечатков, меньше половины расстояния до следующей вершины гребня.

Определить величину угла α можно следующим образом:

$$\alpha = \arctg \frac{S}{p}, \quad (4)$$

$$\text{где } S \text{ – величина подачи, } p = \begin{cases} kl_V & (k < 0,5), \\ (1 - k)l_V & (k > 0,5). \end{cases} \quad (5)$$

Таким образом, угол α определяется по одной из формул:

$$\alpha = \arctg \frac{S}{\left(\frac{6 \cdot 10^4 f}{nN} - K \right) \frac{\pi dn}{6 \cdot 10^4 f}}$$

$$\text{или } \alpha = \arctg \frac{S}{\left(1 - \frac{6 \cdot 10^4 f}{nN} + K \right) \frac{\pi dn}{6 \cdot 10^4 f}}. \quad (6)$$

Первичная волна пластического деформирования образуется в результате накопления и сброса деформации при движении инструмента вдоль первого витка по обрабатываемой поверхности. При формировании первичной волны определяется период ее накопления (N отпечатков) и минимальный перепад высот макрорельефа (h_{\min} относительно направления подачи). При этом накопление деформации происходит равномерно вверх и в стороны, а следовательно, очаг деформации имеет не только переменную высоту, но и переменную ширину в основании. При переходе инструмента на следующий виток за счет накопления на предыдущем витке деформации высота и ширина очага деформации увеличиваются. Число волн при этом не меняется, поскольку период накопления/сброса определен формированием волн

на первом витке. Постепенно нарастая от предыдущего витка к последующему, волна становится шире и выше, достигая за n витков максимального значения. После прохождения пика высота гребня на последующих витках уменьшается до достижения минимума, формируемого на первом витке. При этом видимая часть гребня волны увеличивается, а затем уменьшается на некоторое количество отпечатков от витка к витку. Таким образом, формируется группа единичных волн, имеющая в проекции вида сверху форму, представленную на рис. 4.

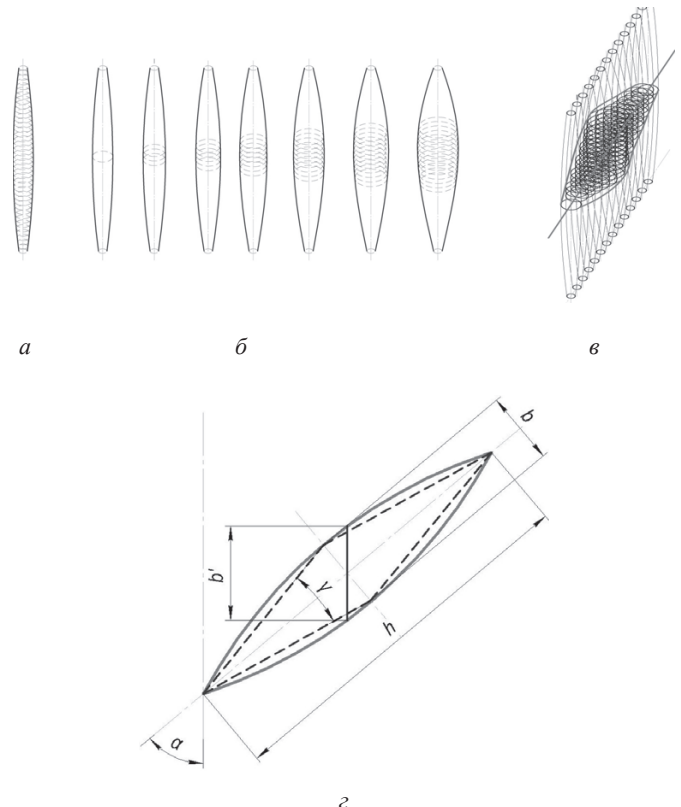


Рис. 4. Формирование группы волн, образующих оптический эффект единого гребня

На одном витке формируется некоторое число этих гребней (N). Наклон каждого гребня (угол α) будет зависеть от нескольких факторов. Рассмотрим возможные варианты, несколько упростив форму и представив эту группу волн следующим образом.

Видимый гребень волны представим в виде симметричной фигуры с основанием шириной b и протяженностью h (рис. 4, ε). Ее наклон относительно оси детали будет зависеть от числа отпечатков, за которое она формируется, расстояния между ними и диаметра детали. Угол γ определяется разницей в количестве отпечатков на вершинах очагов деформации на крайнем и среднем витках гребня и характеризует взаимосвязь ширины и протяженности гребня.

$$\operatorname{tg} \left(\frac{1}{2} \gamma \right) = \frac{b}{h}, \quad \gamma = 2 \operatorname{arctg} \left(\frac{b}{h} \right). \quad (7)$$

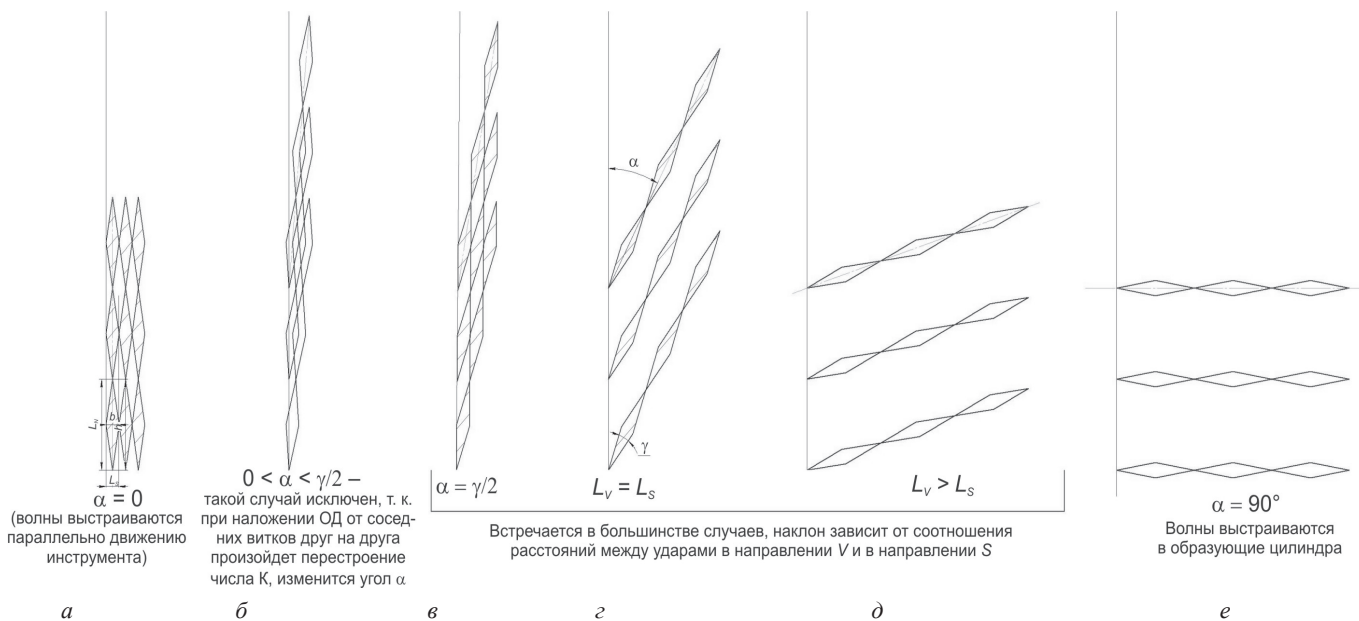


Рис. 5. Формирование макрорельефа при взаимодействии гребней соседних витков

При изменении угла наклона α макрогеометрический рисунок теоретически должен изменяться в соответствии с рис. 5. При $\alpha = 0^\circ$ на поверхности формируются кольца, а не многозаходная винтовая линия (рис. 5, а). Однако на практике получить такой рисунок маловероятно, поскольку процесс УЗПД нестабилен и угол α в процессе обработки постоянно изменяется на некоторую величину $\Delta \alpha$ в силу воздействия внешних факторов. В результате этих изменений деформация будет распространяться согласно рис. 5, б.

Когда минимальное расстояние между наиболее широкими участками основания гребней l_{\min} будет равно или меньше расстояния между соседними отпечатками, формирующими границы гребней, произойдет перераспределение накопленной деформации с иным числом $K + k$, что приведет к изменению рисунка макрорельефа, т. е. условие, при котором произойдет перестроение числа гребней: $b \geq l_{\max} \cdot \cos(90^\circ - \alpha)$.

Наиболее часто встречаются варианты, описанные на рис. 5, в–д. Угол α здесь может изменяться в широком диапазоне значений без перестроения числа волн. При этом расстояние между ними в направлении S в значительной степени зависит от их наклона. Минимальное расстояние между волнами будет при минимально возможном значении α , равном $\gamma/2$.

$$L_{S\min} = L_N \cdot \cos(\gamma/2), \quad (8)$$

где $L_N = l_V \cdot N$.

Теоретически максимальное расстояние может равняться бесконечности при $\alpha = 90^\circ$, так как в этом случае волны выстраиваются в линии – образующие цилиндра. Проведение экспериментальных исследо-

ваний показало, что увеличение подачи приводит к уменьшению высоты и последующему исчезновению волн пластического течения, поэтому на практике получить угол $\alpha = 90^\circ$ или приблизиться к нему не получилось.

Значение числа N определялось экспериментально для обработки валов из стали 45 диаметром 40–50 мм при различных режимах. На рис. 6 зависимость представлена в виде графика для следующих режимов обработки: статическое усилие – 15 кг, амплитуда колебаний 25 мкм, число оборотов 370...1460 об/мин, диаметр детали 45 мм. Зависимость числа ударов, укладываемых между вершинами соседних гребней в направлении V от скорости обработки при обработке валов диаметром 45 мм из стали 45 представлена в виде

$$N = 6 \cdot 10^{-6} n^2 - 0,0455n + 70,297, \quad R^2 = 0,9693,$$

где n – число оборотов, об/мин; R^2 – величина достоверности аппроксимации

В силу непостоянства режимных параметров при обработке число N не является стабильным. Изменение числа N приводит к перестроению рисунка макрогеометрии поверхности. Перестроение происходит плавно, без резких скачков. Причиной изменения режимных параметров обработки служит нагрев преобразователя и инструмента и, как следствие, изменения его упругих характеристик. Изменение характеристик инструмента приводит к изменению амплитуды ультразвуковых колебаний. При изменении амплитуды происходит поднастройка генератора на резонансную частоту, в результате чего количество ударов инструмента за один оборот детали изменяется, что влечет за собой изменение параметров макрогеометрии рельефа.

Обсуждение результатов моделирования

Полученные зависимости (1)–(8) позволяют описать формирование рисунка волн на поверхности при обработке пластичных материалов ультразвуковым поверхностным пластическим деформированием. Влияние режимных параметров обработки на изменение рисунка представим в виде изменения зависимости от них угла α , характеризующего как направление развития волн, так и расстояние между гребнями в направлениях V и S , а также возможность перестроения числа волн при выбранных режимах.

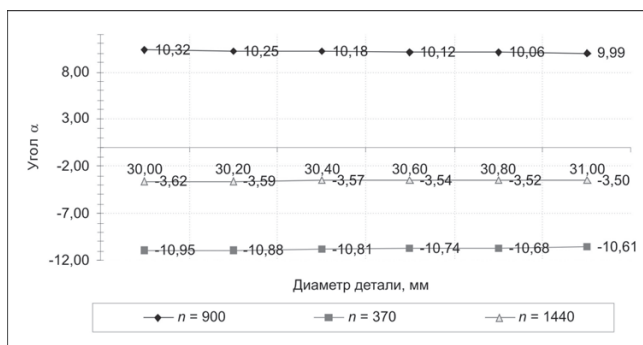
Изменение ультразвуковой частоты в пределах длительности одного эксперимента может влиять на изменение величины угла более чем на 60 % в зависимости от числа оборотов. На рис. 6, б видно, что при изменении числа оборотов в диапазоне от 370 до 375 об/мин величина угла изменяется во всем диапазоне возможных значений (от -90° до $+90^\circ$ с разрывом в области 0°). Величина разрыва значений угла в области 0° зависит от величины подачи. Поскольку угол определяется отношением сторон треугольника, одна из которых равна подаче, а вторая есть некоторое число промежутков (минимум l , максимум $N-1$) между соседними

отпечатками, то минимальный угол α будет определяться выражением

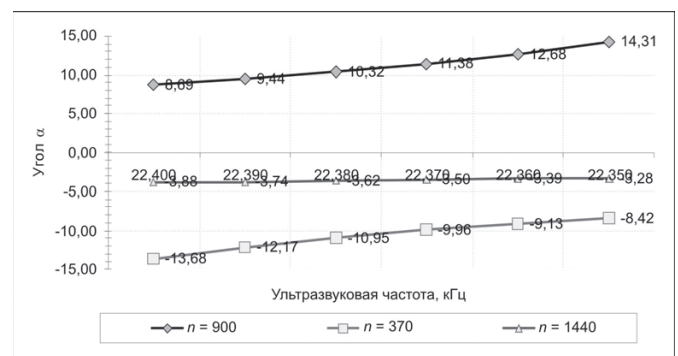
$$\alpha_{\min} = \arctg \frac{S}{P_{\max}} = \arctg \frac{S}{l_v(N-1)} \quad (9)$$

Очевидно, что величина угла определяется кратностью ультразвуковой частоты числу оборотов шпинделя. Величина подачи при этом влияет на плавность изменения угла наклона при изменении числа оборотов и величину разрыва в области $\alpha \rightarrow 0^\circ$. Для обеспечения стабильности рисунка следует выбирать такие режимы, при которых угол α будет находиться далеко от этой области, поскольку здесь наиболее возможно перестроение числа волн, а соответственно скачкообразное изменение рисунка (рис. 5, б).

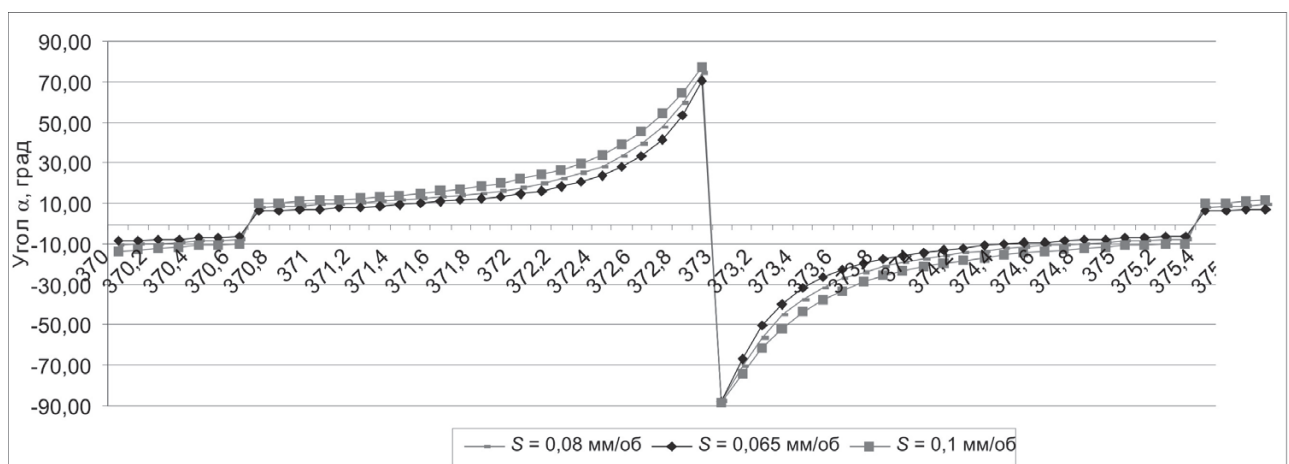
При проверке модели на адекватность было проведено сравнение измеренных параметров волны на образцах 6(1), 6(2) и 6(3) и полученных моделированием. Измерялось расстояние между волнами в направлении движения инструмента ($l_v \times N$) и угол наклона волн (α) относительно того же направления. Образцы отличались друг от друга лишь диаметром обрабатываемой поверхности, режимы при обработке не менялись (см. таблицу).



а



б



в

Рис. 6. Зависимости значения угла α от условий обработки:

а – от изменения диаметра; б – от частоты ультразвуковых колебаний, в – от изменения числа оборотов и подачи

Режимы и результаты обработки образцов 6(1)–6(4)

Образец	Подача, мм/об	Обороты, мин ⁻¹	D, мм	V, м/мин	f, Гц	N	N·lv, мм	α, градус
6(1)	0,065	937	45,70	134,52	22450	30	2,996	-14,73°
6(2)	0,065	937	43,50	128,05	22450	30	2,852	-15,44°
6(3)	0,065	937	41	120,69	22450	30	2,688	-16,34°
6(4)	0,065	937	38,40	113,03	22450	30	2,518	-17,38°

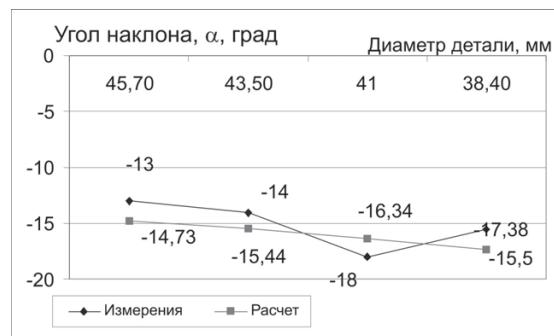
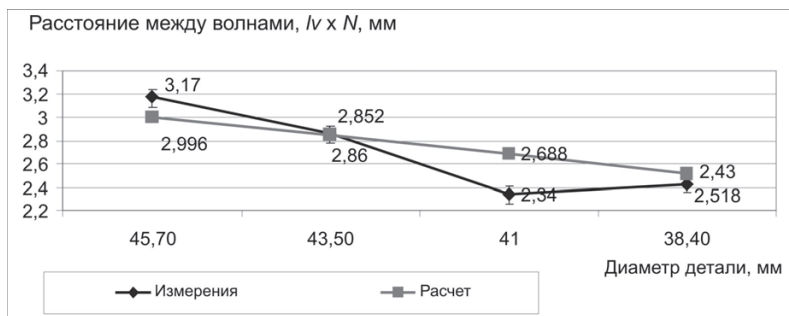


Рис. 7. Параметры волны, полученные расчетом и экспериментом

На каждом образце проводилось по 10 измерений каждого параметра, после чего данные усреднялись. На рис. 7, а, б приведены результаты сравнения эксперимента и модели.

Выводы

Анализ полученных зависимостей показал, что даже незначительное изменение режимных параметров оказывает существенное влияние на формирование волн при обработке. Так, при изменении числа оборотов при неизменных остальных параметрах на 2 % угол α изменился от -90° до +90° (т. е. во всем диапазоне значений). Изменение же диаметра детали будет изменять угол α незначительно, пока изменение расстояния между соседними отпечатками не повлияет на число N. В этом случае произойдет изменение числа волн в сечении, что приведет к перестроению рисунка.

Полученная модель позволяет описывать формируемый рельеф поверхности в зависимости от изменяемых режимных параметров.

Из рис. 7 видно, что различие параметров, полученных экспериментально и расчетом, не превышает 15 %. При этом характер изменения параметров при изменении диаметра детали одинаковый: при уменьшении диаметра обработки расстояние между соседними волнами уменьшается, а величина угла наклона – увеличивается. Таким образом, расчетные параметры, полученные моделированием, можно использовать при прогнозировании формирования макрогеометрии при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании.

Список литературы

1. Рахимьянов Х.М. Формирование морфологии поверхности в процессе ультразвукового пластического деформирования деталей машин / Х.М. Рахимьянов, Ю.С. Семенова // Упрочняющие технологии и покрытия. – № 10. – 2010. – С. 20–23.
2. Технологические процессы поверхностного пластического деформирования : монография / В. Ю. Блюменштейн, С.А. Зайдес, Х.М. Рахимьянов [и др.]. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. – 404 с.

Surface geometry condition forecasting after ultrasonic surface plastic deformation of cylinders made of steel

Kh. M. Rakhimyanov, Y. S. Semenova

Mechanisms of typical relief for ultrasonic surface plastic deformation of ductile materials were exposed. Mathematic model of relief geometrical characteristics was represented subject to processing conditions. Experimental verification of model adequacy outlined.

Key words: waveformation, ultrasonic surface plastic deformation, microgeometry, macrogeometry, waviness.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ С ПОКРЫТИЯМИ МАЛОЙ ТОЛЩИНЫ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ*

*Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
Ю.С. СЕМЕНОВА, аспирант,
М.А. ТРЕТЬЯКОВ, магистрант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 6 июля 2011 года

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

Исследовано влияние ультразвукового пластического деформирования на свойства поверхностного слоя образцов с тонким покрытием из наноструктурированных порошков на примере образцов с покрытием толщиной 5 мкм из порошка TiC с размерами зерен ≈ 20 нм, нанесенного методом детонационно-газового напыления на стальную подложку.

Ключевые слова: наноструктурированный порошок, детонационно-газовое напыление, ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование, твердость, шероховатость поверхности.

Введение

Поверхности с газотермическими покрытиями непосредственно после напыления не обладают необходимой точностью размеров, шероховатостью и требуемой плотностью структурных элементов поверхностного слоя, поэтому после нанесения покрытий необходима последующая обработка. При обработке деталей с покрытиями следует учитывать сложные условия нагружения деталей, действия растягивающих, ударных, усталостных напряжений.

Значительные трудности механической обработки покрытий, связанные с их высокой твердостью, пористостью, хрупкостью, интенсивным абразивным воздействием на рабочие поверхности инструмента, невозможностью в большинстве случаев использовать смазочно-охлаждающие среды, могут быть настолько велики, что вызывают необходимость оценить принципиальную возможность применения метода резания для обеспечения требуемых показателей качества изделия. Средствами для достижения

необходимых свойств и структуры покрытий, понижения пористости и увеличения их адгезионной прочности являются различные виды термической и термомеханической обработки [1, 2].

Однако эти методы неприменимы при обработке покрытий из наноструктурированных материалов, поскольку повышение температуры, присущее каждому виду термической обработки, приводит к необратимым изменениям в структуре наносимых покрытий и лишает смысла использование дорогих порошков для придания особых свойств поверхности деталей с наносимыми покрытиями.

Применение ультразвукового поверхностного пластического деформирования имеет преимущества при окончательной обработке деталей с покрытиями. Ультразвуковое пластическое деформирование (УЗПД) – это метод обработки, в процессе которой поверхность детали подвергается воздействию деформирующего инструмента, колеблющегося с частотой свыше 20 кГц. При обработке каждый участок поверхности подвергается

* Исследования проведены при финансовой поддержке в рамках выполнения аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)» (АВЦП 2.1.2/11449)

ется многократному воздействию деформирующего инструмента, что приводит к дополнительному упрочняющему эффекту [1].

Процессы поверхностного пластического деформирования характеризуются локальным мгновенным разогревом металла в пятне контакта и быстрым отводом тепла внутрь обрабатываемого изделия. При ультразвуковом пластическом деформировании изменение температуры в зоне обработки не превышает 120 °С [3].

Применение ультразвукового воздействия оказывает положительное влияние как на структуру контактной зоны покрытия с деталью, так и на структуру покрытия. В контактной зоне активизируются диффузионные процессы. Обработка обеспечивает повышение трещиностойкости покрытия при сохранении уровня износостойкости [4].

Подготовка проведения экспериментальных исследований

Экспериментальные образцы представляли собой втулку из стали 45 диаметром 40 мм с нанесенным на ее внешнюю поверхность покрытием. Материал покрытия – нанокристаллический порошок карбида титана TiC, полученный методом механоактивации микропорошка. Размер зерна TiC в порошке составлял 20 нм, размер гранул порошка 20...55 мкм. Способ нанесения покрытия – детонационно-газовый. Толщина покрытия составила 5 ± 1 мкм на сторону. Покрытие, сформированное из нанопорошка, более однородно, с меньшей анизотропией свойств по сравнению с аналогичным покрытием из микропорошка.

При попытке достигнуть меньшего уровня шероховатости поверхности образца, по сравнению с исходным состоянием, с помощью операции шлифования происходило удаление покрытия с вершин микронеровностей, что делало этот способ недопустимым при условии сохранения покрытия на поверхности образца.

В результате обработки образца с напыленным покрытием само покрытие не имело сколов или следов разрушения. Обработка образцов ультразвуковым пластическим деформированием производилась на токарно-винторезном станке 1А616 в специальной оправке. Во время обработки оправка с закрепленным на ней образцом устанавливалась в центра. При таком закреплении образцов радиальное биение обрабатываемой поверхности не превышало 0,01 мм.

Режимы ультразвуковой обработки для проведения экспериментов выбраны в соответствии с рекомендациями по ультразвуковой обработке твердых сплавов [3, 5]. Выбранные режимы представлены в таблице.

Режимы ультразвуковой обработки

Номер поверхности	Амплитуда колебаний, A , мкм	Частота, F , кГц	Статическое усилие, P , Н	Подача, S , мм/об	Число оборотов n , об/мин	Скорость, V , м/мин
1	25	22,4	150	0,08	480	59
2	25	22,4	211	0,08	480	59

Исследование влияния ультразвукового пластического деформирования на физико-механические свойства поверхностного слоя

Для изучения влияния УЗПД на свойства деталей с покрытием из нанокристаллического порошка карбида титана был проведен ряд экспериментов по выявлению геометрических и физико-механических изменений в материале поверхностного слоя.

Влияние УЗПД на геометрическое состояние поверхности образцов

Исходная перед УЗПД поверхность образца с покрытием характеризуется направленным регулярным микрорельефом поверхности, полученным на операции, предшествующей нанесению покрытия – точения. Покрытие в силу малой толщины мало влияет на микрорельеф поверхности. Фотографии поверхности образца до и после обработки ультразвуковым пластическим деформированием приведены на рис. 1.

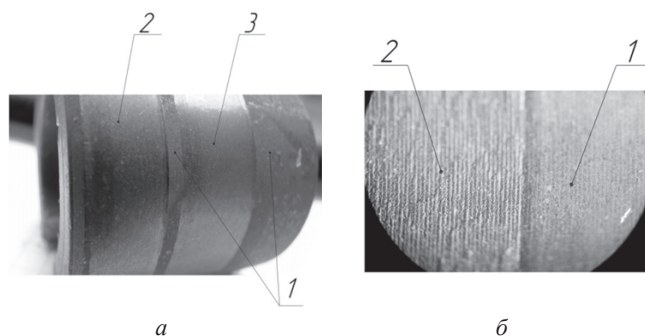


Рис. 1. Общий вид поверхности образца до и после УЗПД: а – 1 – исходная поверхность; 2 – обработанная поверхность при $P_{cr} = 150$ Н; 3 – обработанная поверхность при $P_{cr} = 211$ Н; б – 1 – обработанная поверхность; 2 – исходная поверхность

Изображение топографии поверхности образца до ультразвуковой обработки, полученное с помощью комплекса изучения топографии New View 7200, представлено на рис. 2. Диапазон сканирования составил 31,36 мкм.

На изображении приведена шкала высот микрорельефа в виде спектра. Максимальный размер выступов равен 12,19 мкм, максимальная величина впадин равна 19,17 мкм. Черные пятна на изображении

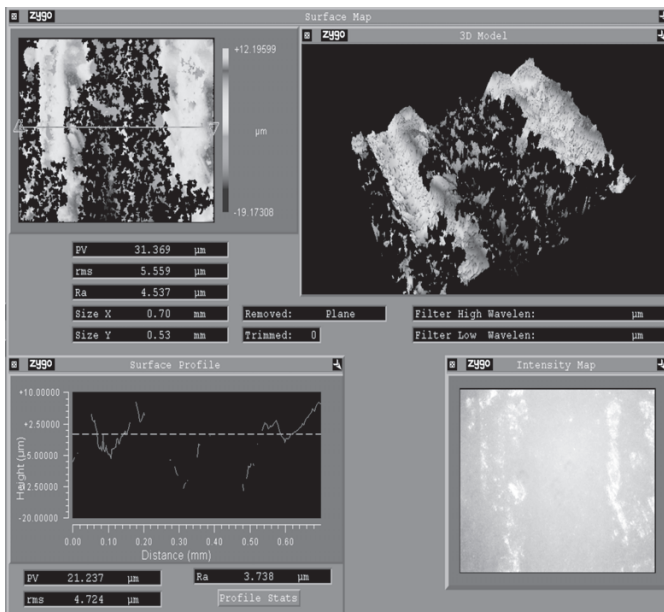


Рис. 2. Топография исходной поверхности образца

говорят о не попавших в диапазон сканирования участках. Среднее значение шероховатости составило $Ra = 4,53$ мкм.

На рис. 3 показан профиль обработанной поверхности образца при статической нагрузке 150 Н. Диапазон сканирования составил 13,38 мкм. Максимальный размер выступов равен 5,69 мкм, максимальная величина впадин равна 7,68 мкм. Средняя шероховатость поверхности составляет Ra 0,6 мкм, снижение по сравнению с исходной поверхностью в 7,5 раз. Вершины микронеровностей сглажены.

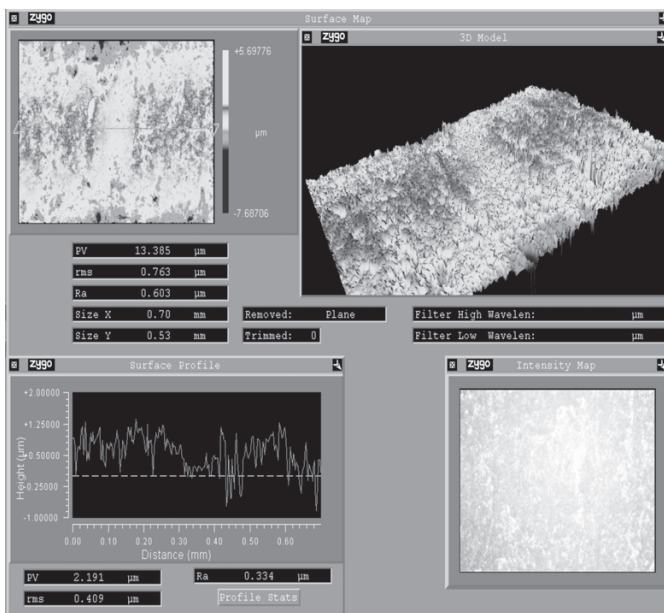


Рис. 3. Топография поверхности образца № 1 после ультразвукового пластического деформирования: $P_{ст} = 150$ Н; $A = 25$ мкм; $f = 22$ кГц

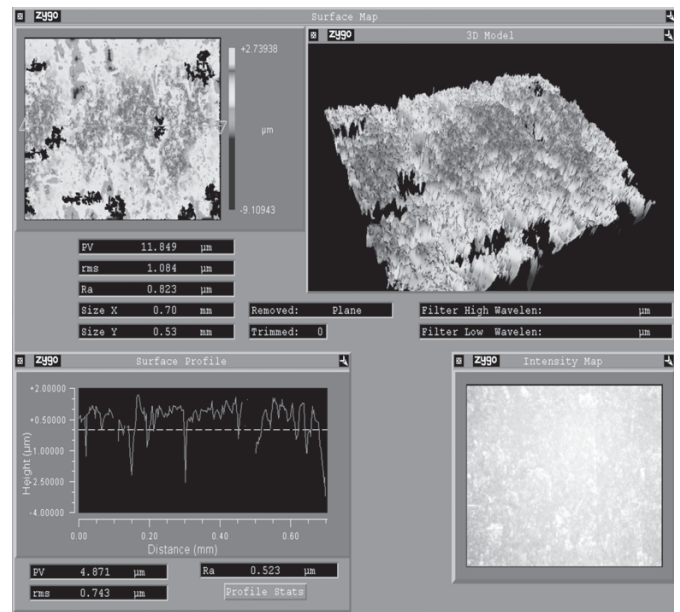


Рис. 4. Топография поверхности образца после ультразвукового пластического деформирования: $P_{ст} = 211$ Н; $A = 25$ мкм; $f = 22$ кГц

Изменение статической нагрузки с 150 Н до 211 Н при неизменных остальных режимах обработки, заметных изменений геометрии поверхности образца не выявило (рис. 4). Средняя шероховатость при нагрузке 211 Н составила Ra 0,8 мкм. Наличие пор в структуре покрытия объясняет присутствие на изображении профиля поверхности участков с максимальной глубиной впадин (темные участки).

Исследования влияния ультразвуковой обработки на микрорельеф поверхности образца с нанесенным покрытием из нанокристаллического порошка TiC толщиной 5 мкм показали возможность обработки без разрушения покрытия. После обработки образца наблюдалось сглаживание вершин микронеровностей, что привело к увеличению опорной поверхности.

Влияние ультразвукового пластического деформирования на микротвердость поверхности деталей с покрытиями

УЗПД как любой другой метод поверхностного пластического деформирования приводит к упрочнению поверхностного слоя. В качестве параметра, характеризующего степень упрочнения, была выбрана микротвердость.

При изучении влияния ультразвукового поверхностного деформирования на микротвердость образцов с нанесенными покрытиями были проведены изменения микротвердости поверхности самого покрытия до и после обработки и из-



менения микротвердости подложки образцов на различной глубине от поверхности подложки до и после обработки.

Измерения микротвердости подложки образца производились на различном расстоянии от кромки с покрытием с целью определения глубины измененного слоя. Наносился ряд уколов алмазной пирамидой на равном расстоянии от кромки поверхности образца. Расстояние между уколами равнялось двойной величине диагонали одного отпечатка. В дальнейшем определялись средние значения микротвердости на различной глубине. Измерения прекращались при выравнивании значений микротвердости на следующих глубинах. На рис. 5 показана схема измерений и ряды уколов на подложке образца.

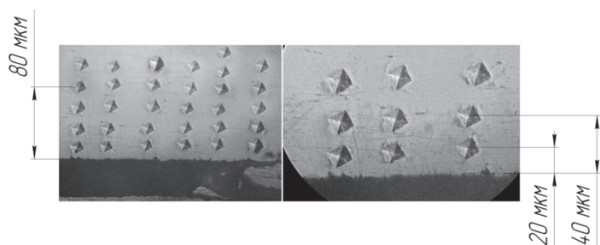


Рис. 5. Измерение распределения микротвердости по глубине подложки образца

Измерения микротвердости поверхности покрытия образца проведены на приборе ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников».

В соответствии с полученными данными была построена диаграмма изменения микротвердости поверхности покрытия образца. Диаграмма представлена на рис. 6. Из диаграммы видно, что после операции УЗПД наблюдается повышение значений микротвердости при статической нагрузке 150 Н. Исследования влияния ультразвуковой обработки на микротвердость поверхности образца с нанесенным покрытием из TiC показали рост средних значений микротвердости поверхности на 30 % по сравнению с исходным состоянием.

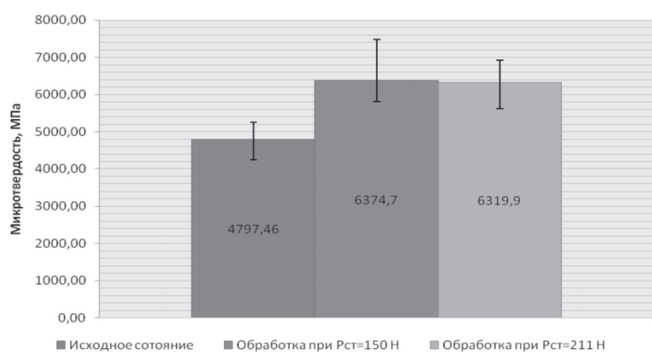


Рис. 6. Изменение микротвердости поверхности образца в результате обработки

Влияние ультразвукового пластического деформирования на микротвердость основы под покрытием

Для оценки влияния ультразвукового пластического деформирования при обработке образцов с нанесенными покрытиями на основной металл образца, а также для определения глубины упрочненного слоя были проведены измерения микротвердости подложки на различном расстоянии от границы с покрытием. Сравнительная диаграмма микротвердости подложки представлена на рис. 7.

Увеличение микротвердости материала подложки наблюдается на расстоянии до 160...200 мкм от границы с покрытием. В этом слое значения микротвердости отличались от исходных в среднем на 23 %, максимальное изменение микротвердости наблюдалось на глубине 160 мкм и составило 1,29 раза, минимальное на глубине 80 мкм – 1,06 раза. При дальнейшем удалении от границы покрытия с подложкой микротвердость исходной поверхности подложки и поверхности подложки после ультразвукового пластического деформирования принимают равные значения.

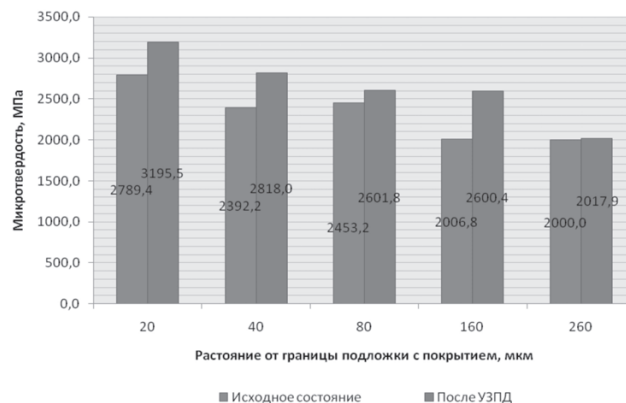


Рис. 7. Изменение микротвердости по глубине подложки образца

Результаты исследования

Проведенные исследования влияния ультразвукового пластического деформирования на свойства поверхностного слоя деталей с покрытием из нанокристаллического порошка TiC свидетельствуют о благоприятном воздействии обработки на геометрическое и механическое состояние поверхности.

Так, после обработки УЗПД наблюдалось увеличение опорной поверхности, сглаживание вершин микронеровностей при значительном снижении шероховатости. Существенного влияния изменения статического усилия от 150 до 212 Н на шероховатость поверхности при неизменных остальных значениях режимных параметров не выявлено.

Исследования изменений микротвердости поверхности при УЗПД показали ее увеличение как на поверхности образцов (на 30 %), так и в поверхностном слое подложки на глубине до 260 мкм от границы с покрытием.

Проведенные исследования позволяют рекомендовать ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование в качестве финишной обработки после нанесения тонких слоев детонационных покрытий из нанокристаллических порошков.

Список литературы

1. *Методы исследования материалов*. Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий : учеб. пособие / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. – М. : МИР, 2004. – 384 с.

2. *Порошковая металлургия*. Вып. 2: республиканские межведомственные сборники / [редкол.: О.В. Роман (гл. ред.) и др.]; Белорусский политехнический институт. – Минск: Высшая школа, 1978. – 130 с.

3. *Солоненко О.П.* Высокоэнергетические процессы обработки материалов / О.П. Солоненко, В.В. Марусин, Х.М. Рахимьянов [и др.] ; ред.: М.Ф. Жуков, В.М. Фомин; Сиб. отд-ние Рос. акад. наук, Ин-т теорет. и прикладной механики. – Новосибирск: Наука, 2000. – 425 с. – (Низкотемпературная плазма; т. 18).

4. *Барвинок В.А.* Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.

5. *Муханов И.И.* Импульсная упрочняюще-чистовая обработка деталей машин ультразвуковым инструментом: учеб. пособие для слушателей заочных курсов повышения квалификации ИТР по применению ультразвука в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1978. – 44 с.

Surface layer refinement of details with small coating thickness made of nanocrystalline powder by ultrasonic surface plastic deformation

Kh. M. Rakhimyanov, Y. S. Semenova, M. A. Tretyakov

The effect of ultrasonic surface plastic deformation on surface layer properties of coated specimens. The detonation spraying coating has 5 μm thickness, and was made of TiC powder with grain size about 20 nanometers.

Key words: nanocrystalline powder, detonation spraying, ultrasonic surface plastic deformation, microhardness, surface roughness.

ОЦЕНКА ИЗНОСА РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

*Ж.В. СИМСИВЕ¹, канд. техн. наук, доцент,
А.В. КУТЫШКИН², доктор техн. наук, профессор,
Д.Ц. СИМСИВЕ³, технолог
(¹Рубцовский индустриальный институт (филиал)
АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Рубцовск Алтайского края,
²НГТУ, г. Новосибирск,
³ОАО «РЖД», ПМРЭП ст. Рубцовск)*

Статья поступила 29.04.2011 г.

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

Предлагаются физико-вероятностные модели адгезионного износа передней поверхности режущего инструмента при высокоскоростной механической обработке. Рассмотрено использование этих моделей для прогнозирования износа режущего инструмента из поликристаллического материала на основе кубического нитрида бора (ПКНБ) при обработке легированных сталей.

Ключевые слова: адгезионный износ, режущий инструмент, высокоскоростная механообработка легированных сталей, ортогональное точение.

При высокоскоростной механической обработке одним из основных видов отказов режущего инструмента является износ его передней поверхности, характеризующийся образованием лунки износа предельно допустимой глубины $[h_{\text{п}}]$. Источниками возникновения данного вида отказа, по мнению отечественных и зарубежных исследователей, являются процессы абразивного, адгезионного и диффузионного износа.

Для оценки и прогнозирования адгезионного износа передней поверхности режущего инструмента при высокоскоростной механической обработке в настоящее время используются полуэмпирические и эмпирические модели, идентификация которых осуществляется на основе статистической обработки данных экспериментальных исследований и данных производственной эксплуатации инструмента [1, 2]. Несмотря на широкое распространение подобных моделей, они обладают рядом недостатков, среди которых наиболее существенными являются необходимость проведения предварительных экспериментальных исследований износа режущего инструмента и дополнительное обоснование возможности применения полученных моделей для условий эксплуатации, отличных от проведенных экспериментов.

Более перспективным направлением является разработка расчетно-аналитических моделей, кото-

рые учитывают физико-механические особенности процессов износа режущего инструмента.

В данной статье предлагаются физико-вероятностные модели адгезионного износа передней поверхности режущего инструмента при высокоскоростном ортогональном точении. Влияние процессов абразивного и диффузионного износа авторы не учитывали, так как, в частности, достоверные методики определения коэффициента диффузии, учитывающие напряженно-деформированное состояние диффундирующего материала и растворителя, на сегодняшний день практически отсутствуют.

При разработке модели были приняты следующие основные допущения. Материалы обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента являются однородными, изотропными, жесткопластичными. Процесс резания считается установившимся, осуществляется с постоянной скоростью, колебания глубины резания отсутствуют, динамические колебания режущего инструмента не учитываются. Это позволяет принять, что распределение температур $\Theta_{\text{п}}$ в слоях материала режущей части инструмента, прилегающих к передней поверхности, в течение всего времени обработки заготовки T постоянно и оценивается с использованием алгоритма теплофизического анализа А.Н. Резникова [3]. Основные механические

характеристики слоев материалов обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента, прилегающих к его передней поверхности, зависят от температуры Θ_n . Напряженное состояние режущей части инструмента считается плосконапряженным (рис. 1). Значение коэффициента трения μ на передней поверхности режущей части инструмента постоянно в течение времени T . Распределение нормальных и касательных контактных нагрузок на передней поверхности режущего инструмента при высокоскоростном ортогональном точении оценивается следующими зависимостями [4] (рис. 1):

$$q(\psi_1) = q_{\max n} \left(1 - \frac{\psi_1}{l_n}\right)^3; \quad q_{\max n} = 2\tau_\Phi(1,385 - \gamma). \quad (1)$$

$$\tau(\psi_1) = \begin{cases} \tau_\Phi & \text{при } 0 \leq \psi_1 \leq \frac{l_n}{2}; \\ 2\tau_\Phi \left(1 - \frac{\psi_1}{l_n}\right) & \text{при } \frac{l_n}{2} \leq \psi_1 \leq l_n. \end{cases} \quad (2)$$

Здесь $q_{\max n}$ – максимальные нормальные давления на передней поверхности режущей части инструмента; l_n – длина контакта стружки с передней поверхностью режущего инструмента; τ_Φ – напряжение сдвига по условной плоскости сдвига обрабатываемого материала [6]:

$$\tau_\Phi = 0,74 \cdot \sigma_{B20} \cdot \delta_5^{0,6},$$

где σ_{B20} , δ_5 – предел прочности и относительное удлинение при растяжении материала обрабатываемой заготовки при температуре 20 °С.

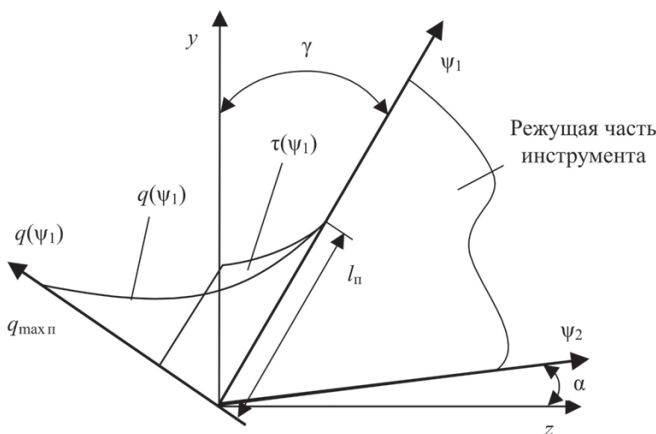


Рис. 1.

Длина контакта стружки с передней поверхностью режущего инструмента определяется выражением [6]

$$l_n = 2a(\xi(1 - \operatorname{tg}\gamma) + \operatorname{sec}\gamma); \quad a = s \cdot \sin\varphi / \cos\gamma,$$

где a – толщина срезаемого слоя; s – подача; γ , φ – передний угол и главный угол в плане режущей части инструмента соответственно; ξ – коэффициент усадки стружки; v – скорость резания.

Возможность использования зависимостей (1)–(2) для условий высокоскоростного точения подтверждается результатами, представленными в работе [7].

Разобьем участок передней поверхности режущей части инструмента l_n на элементарные участки l_j ($j = 1, \dots, J$). Критерием разбиения является постоянство температуры Θ_n на участке l_j .

Примем, что объем материала режущей части инструмента dQ_j , удаляемый с элементарной площадки скользящего контакта его передней поверхности с материалом обрабатываемой заготовки l_j , за элементарный отрезок времени $d\tau$, вследствие образования и последующего разрушения адгезионных металлических связей (АМС), может быть оценен выражением [8]

$$dQ_j = \frac{v}{\xi} \delta p_{1j} p_{2j} l_j d\tau, \quad (3)$$

где v – скорость резания; δ – толщина зоны разрушения АМС в инструменте, принимаемая равной толщине полос скольжения в металлах и инструментальных материалах; p_{1j} – вероятность образования АМС на рассматриваемой площадке контакта инструмента и обрабатываемой заготовки; p_{2j} – вероятность смещения зоны разрушения АМС в материал инструмента.

Величины p_{1j} и p_{2j} оцениваются следующими выражениями [8]:

$$p_{1j} = (1 + q_{Kj} / q_{nj})^{-1}; \quad p_{2j} = (1 + \sigma_{smj}^2 \sigma_{snj}^2)^{-1}. \quad (4)$$

Здесь q_{nj} – нормальное давление на площадке l_j передней поверхности режущего инструмента; q_{Kj} – среднее нормальное давление, необходимое для полного пластического смятия микронеровностей материала обрабатываемой заготовки на этой же площадке; σ_{smj} , σ_{snj} – напряжения текучести материала обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента вблизи площадки l_j при температуре Θ_{nj} .

Значение величины q_{Kj} определяется выражением [8]

$$q_{Kj} = 2,5\sigma_{-внj}(1 - \mu); \quad \mu = \frac{1}{2(1,385 - \gamma)}, \quad (5)$$

где $\sigma_{-внj}$ – предел прочности на сжатие материала режущей части инструмента при температуре Θ_{nj} .

Нормальные давления q_n , действующие на передней площадке режущей части инструмента, рассчитываются методом конечных элементов с учетом термических напряжений, возникающих вследствие нагрева до температуры Θ_n слоев материала инструмента, прилегающих к этой поверхности.

Учитывая принятое ранее допущение о жесткопластичности материалов обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента, можно принять:

$$\sigma_{snj} \cong (0,7 \dots 0,8)\sigma_{nj}, \quad (6)$$

σ_{nj} – предел прочности при изгибе материала режущей части инструмента при температуре Θ_{nj} .

Объем материала режущей части инструмента Q_j , удаляемый с участка l_j его передней поверхности за время обработки заготовки T , определяется интегрированием выражения (3) в предположении о том, что вероятности p_{1j} и p_{2j} мало меняются за это время. Тогда

$$Q_j = \int_0^t \int_0^{\xi} \delta p_{1j} p_{2j} d\tau dl = b \frac{v}{\xi} \delta p_{1j} p_{2j}; \quad b = \frac{t}{\sin\phi \cos\lambda}, \quad (7)$$

где t – глубина резания; b – ширина срезаемого слоя; λ – угол наклона главной режущей кромки инструмента.

Суммарный же объем материала режущей части инструмента Q_{π} , удаляемый с его передней поверхности за время обработки заготовки T , определяется выражением

$$Q_{\pi} = \sum_{j=1}^J Q_j = b \frac{v}{\xi} \delta T \sum_{j=1}^J p_{1j} p_{2j}. \quad (8)$$

Из геометрических соображений (рис. 2) величину Q_{π} можно оценить следующим выражением:

$$Q_{\pi} = bS, \quad (9)$$

где $S = \left[\frac{A^2}{4h_{\pi}^2} \arcsin\left(\frac{C}{A}\right) - \frac{BC}{h_{\pi}^2} \right];$

$$A = \left(\frac{l_{\pi}}{2}\right)^2 + h_{\pi}^2; B = \left(\frac{l_{\pi}}{2}\right)^2 + h_{\pi}^2; C = h_{\pi} l_{\pi}.$$

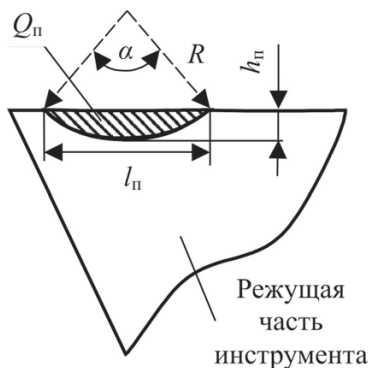


Рис. 2

Приравняв (8) и (9) и решая полученное уравнение, получаем оценку величины h_{π} .

Проверка адекватности предлагаемой физико-вероятностной модели осуществлялась путем срав-

нения расчетных значений глубины лунки износа h передней поверхности режущего инструмента с экспериментальными данными работы [9]. Эксперименты проводились в условиях продольного точения цилиндрических заготовок стали AISI 4140 (42CrMo4) (Сталь 42ХМ, $\sigma_{B20} = 980$ МПа, 50HRC) режущими пластинами из поликристаллического материала на основе кубического нитрида бора (ПКНБ), геометрия режущей части которых представлена на рис. 3.

Физико-механические характеристики материалов режущего элемента инструмента и обрабатываемой заготовки характеризуются следующими величинами [5,11]: $\sigma_{вн} = 1000$ МПа; $\sigma_{-вн} = 3200$ МПа; $\sigma_{н} = 1000$ МПа; $\delta_5 = 0,11$; $\sigma_{см} = 730 \cdot \exp(0,0007(400 - \Theta_{\pi}))$.

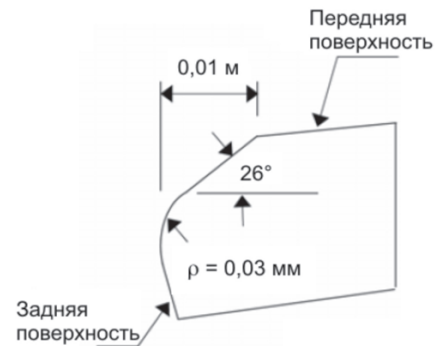


Рис. 3

Толщина линий скольжения δ принималась равной $3 \cdot 10^{-10}$ м [10]. Коэффициент усадки стружки для материала обрабатываемой заготовки оценивается на основании экспериментальных данных [8] следующей зависимостью:

$$\xi = 2,1 \cdot \exp(0,0018(120 - v)).$$

На рис. 4 и 5 в качестве примера представлены рассчитанные методом конечных элементов распределения температур вблизи передней поверхности

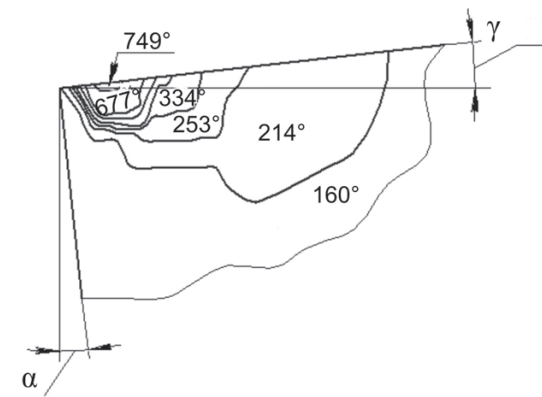


Рис. 4

Экспериментальные и расчетные значения величины h_n

№ П/П	Экспериментальные данные					Расчетные данные	Относительная ошибка
	s (мм/об)	t (мм)	v (м/мин)	τ (мин)	h_n (мкм)	h_n (мкм)	ϵ
1	0,05	0,5	300	13,7	0,077	0,086	-0,11680
2	0,05	0,5	400	7,86	0,077	0,068	0,11688
3	0,1	0,5	300	11,31	0,115	0,127	-0,10435
4	0,1	0,5	400	4,68	0,082	0,093	-0,13415
5	0,05	1	300	8,01	0,07	0,08	-0,14286
6	0,05	1	400	5,95	0,084	0,09	-0,07143
7	0,1	1	300	5,21	0,087	0,091	-0,04598
8	0,1	1	400	2,99	0,11	0,123	-0,11818

режущей части инструмента и напряжений в режущей части инструмента от совместного воздействия тепловых и контактных нагрузок при следующих режимах обработки заготовки: $s = 0,05$ мм/об, $v = 300$ м/мин, $t = 1$ мм.

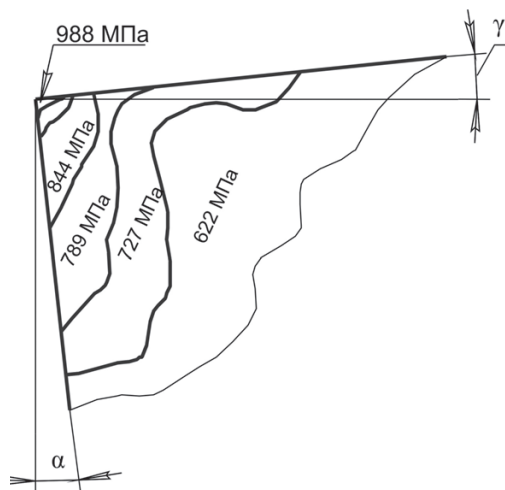


Рис. 5

В таблице совместно представлены экспериментальные и расчетные значения величины h_n . Здесь же представлена относительная ошибка ϵ расчетных значений h_n .

Величина относительной ошибки ϵ показывает, что разработанная модель оценки износа передней поверхности режущей части инструмента при высокоскоростном ортогональном точении легированных сталей в целом дает удовлетворительные результаты.

Список литературы

1. Patil R.Y. Cutting Tool Wear-Mechanisms// Journal of Sci., Engg. & Tech. Mgt. V. 2(1), January 2010, pp. 36 – 42.
2. Arsecularatnea J.A., Zhanga L.C., Montross C. Wear and tool life of tungsten carbide, PCBN and PCD cutting tools // Int. J. of Machine Tools & Manufacture. V. 46. 2006, pp. 482–491.
3. Резников А.Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов. – М.: Машиностроение, 1981. – 279 с.
4. Полетика М.Ф. Контактные нагрузки на режущих поверхностях инструмента. – М.: Машиностроение, 1969. – 148 с.
5. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Справочник. П.И. Полухин, Г.Я. Гун, А.М. Галкин. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
6. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
7. Ozel T., Altan T. Determination of workpiece flow stress and friction at the chip–tool contact for high-speed cutting // Int. J. of Machine Tools & Manufacture. v. 40, 2000, pp. 133–152.
8. Шашок А.В., Кутьишкин А.В., Фролов Е.А., Кожемяко И.В. Прогнозирование адгезионного износа режущего инструмента // Обработка металлов. – 201. – № 1. – С. 23–26.
9. Mahfoudi F., List G., Molinari A., Moufki A., Boulanouar L. High speed turning for hard material with PCBN inserts: tool wear analysis// Int. J. Machining and Machinability of Materials, Vol. 3, Nos. 1/2, 2008, pp. 62–79.
10. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
11. Петруша И.А., Смирнова Т.И., Оситов А.С., Стратийчук Д.А., Шишонок Н.А. Твердость и прочность высококачественных поликристаллических материалов кубического нитрида бора// Актуальные проблемы физики твердого тела. Междунар. науч. конф. «ФТТ–2005», Минск, 26–28 октября 2005 г.: Сб. докл. – Минск: Изд. центр БГУ, 2005. Т. 1. – С. 484–486.

Estimation of the tool crater wear in high speed turning

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

Offers physical-probabilistic models of the tool crater wear in high speed turning. Examines the use of these models for prediction the crater wear of the toll with PCBN inserts in turning hard steels.

Key words: adhesive wear, crater wear, cutting tool, high speed turning hard steels, orthogonal high speed turning.

РАСЧЕТНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ НЕСУЩИХ КОНСТРУКЦИЙ ТЯЖЕЛЫХ МНОГОЦЕЛЕВЫХ СТАНКОВ

*В.Г. АТАПИН, доктор техн. наук, профессор,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 10 июня 2011 года

630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: obrmet@ngs.ru

Рассматриваются основные аспекты расчетного проектирования несущих конструкций тяжелых многоцелевых станков с учётом информации о требуемой точности и производительности механической обработки. Приводятся расчеты несущей системы станка и отдельных несущих конструкций с целью получения их оптимальных моделей.

Ключевые слова: расчетное проектирование, многоцелевой станок, несущие конструкции, метод конечных элементов, методы оптимизации.

Введение

Современный металлорежущий станок, как объект проектирования, является относительно большой и сложной системой с развитой иерархической структурой. Работоспособность такой системы обеспечивают несколько подсистем, таких как главный привод, привод подач и позиционирования и др. Несущую систему станка можно рассматривать как подсистему, обеспечивающую физическое объединение других подсистем, а также составляющую основу для их функционирования. Несущая система состоит из последовательного набора соединенных между собой несущих конструкций, которые могут рассматриваться как подсистемы несущей системы станка и т. д.

Сложность современных металлорежущих станков и требование высокого уровня их потребительских свойств (точности, производительности, надёжности и др.) делают необходимой разработку научно обоснованной технологии проектирования несущих конструкций (базовых деталей) станков. На смену техническому расчёту на основе расчётных моделей сопротивления материалов [1] пришли методы, сочетающие интегрированную работу метода конечных элементов (МКЭ) и методов оптимизации [2–5] с широким привлечением ЭВМ.

Технология проектирования конструкций

Как известно, несущие конструкции составляют 75...80 % от массы станка, поэтому технико-экономические показатели станка в большой мере определяются качеством их проектирования. Конфигурация несущих конструкций выявляется в

процессе разработки общей компоновки станка. В дальнейшем их проектирование связано с поиском компромиссного решения между противоречивыми требованиями: создание конструкций жёстких, но имеющих малую массу; простых по конфигурации, но обеспечивающих высокую точность; дающих экономию металла, но учитывающих возможности литейной технологии при проектировании литых конструкций и возможности технологии сварных конструкций.

Сформулируем следующую задачу проектирования. Пусть заданы компоновка многоцелевого станка (МС), ограничения внешних размеров несущей системы станка, внешняя нагрузка и условия опирания. Требуется найти распределение материала по несущим конструкциям, удовлетворяющее условиям прочностной надёжности и минимально возможной массе, а несущая система, состоящая из этих конструкций, должна обеспечить заданные нормы точности и производительности механической обработки.

Для решения поставленной задачи рассмотрим технологию проектирования несущих конструкций на примере МС для обработки корпусных деталей массой до 200 т (рис. 1).

Этап I (рис. 2, блок 1). Определяют внешние нагрузки с использованием как детерминированных, так и вероятностных методов. Внешние нагрузки представляют собой статические и динамические воздействия на несущую систему со стороны окружающей среды. Так, основной внешней нагрузкой на несущую систему станка служат силы резания. Внешней нагрузкой для несущей системы стола является вес обрабатываемой детали.

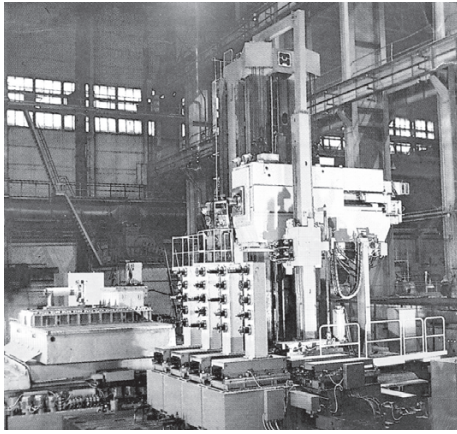


Рис. 1. Тяжелый многоцелевой станок сверлильно-фрезерно-расточной группы с поворотным-подвижным столом для обработки корпусных деталей массой до 200 т

Этап II (рис. 2, блоки 2–4). Расчет несущей системы с упрощенными по геометрии несущими конструкциями. Несущие конструкции станка моделируются пространственными структурами с упрощенной геометрией поперечного сечения (стержень, коробчатый профиль, пластина и т.д.).

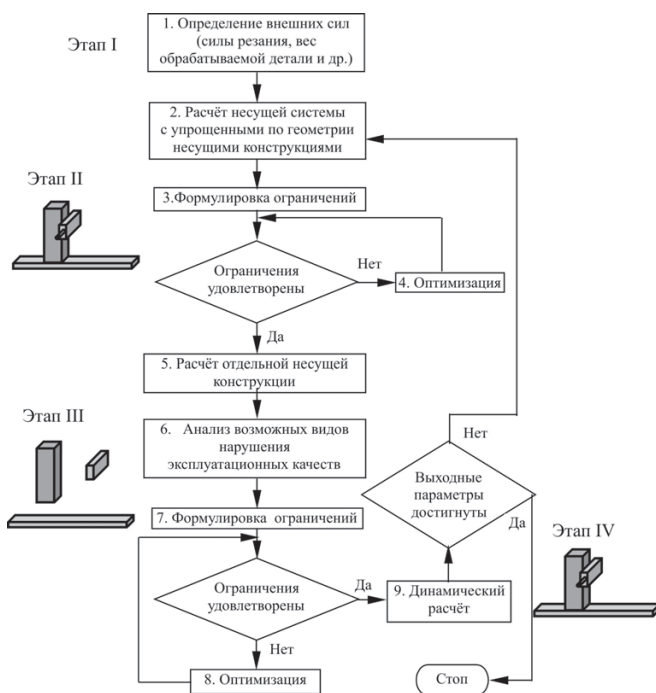


Рис. 2. Блок-схема проектирования несущих конструкций МС

Решается задача о предварительном распределении материала по несущим конструкциям как задача математического программирования:

$$\text{минимизировать } f(X) = \sum_{i=1}^n \rho_i V_i \quad (1)$$

при ограничениях:

на прочность (черновая обработка)

$$g_1(X) = 1 - \sigma_{\text{экр}} / [\sigma] \geq 0, \quad (2)$$

на жёсткость (чистовая обработка)

$$g_2(X) = 1 - \Delta / [\Delta] \geq 0, \quad (3)$$

переменные проектирования

$$g_3(X) = V_i \geq 0, \quad i = 1, 2, \dots, n, \quad (4)$$

где ρ – плотность материала; V – объём материала конструкции; $\sigma_{\text{экр}}$, $[\sigma]$ – эквивалентное и допускаемое напряжения; Δ , $[\Delta]$ – расчётные и допускаемые перемещения инструмента в зоне резания (нормы точности на механическую обработку).

За целевую функцию (1) принимается масса конструкции, так как рассматривается проектирование тяжёлых станков массой 300...400 т. Производительность обработки учитывается через силы резания, которые являются внешней нагрузкой для несущей системы. Переменными проектирования служат геометрические размеры поперечного сечения конструкции, например, толщина стенки. Расчёт проводится с учетом контактных и собственных деформаций в несущей системе.

Задача (1)–(4) решается методом штрафных функций в форме

$$\varphi(X, r) = f(X) + r \sum_{j=1}^J [1 / g_j(X)]$$

с использованием метода Давидона–Флетчера–Пауэлла для решения задачи безусловной оптимизации [6].

В результате решения задачи устанавливается полный набор граничных условий (силовых, кинематических) для отдельной несущей конструкции. Это позволяет в отличие от классического метода проектирования далее рассматривать несущие конструкции независимо друг от друга. Вследствие трёхмерного характера действующих нагрузок и большой степени статической неопределённости системы невозможно найти указанные граничные условия иным путем.

Этап III (рис. 2, блоки 5–8). Рассматривается расчёт для каждой несущей конструкции. Решается задача об окончательном распределении материала по отдельным несущим конструкциям при удовлетворении граничных условий, полученных на предыдущем этапе. С этой целью проводится декомпозиция несущей системы станка (рис. 3) на конструктивно независимые подконструкции (несущие конструкции), взаимодействие между которыми локализовано и легко определимо:

- нулевому уровню (0) подконструкции соответствует элементарный конечный элемент, из которого собираются типовые структуры уровня I (макроэлементы);

- из макроэлементов формируются укрупненные подконструкции (I–б) уровня II, имеющие законченные конструктивные формы (стойка, шпиндельная бабка и т.д.);

- из подконструкций уровня II формируется уровень III сборки, представляющий собой несущую систему станка.

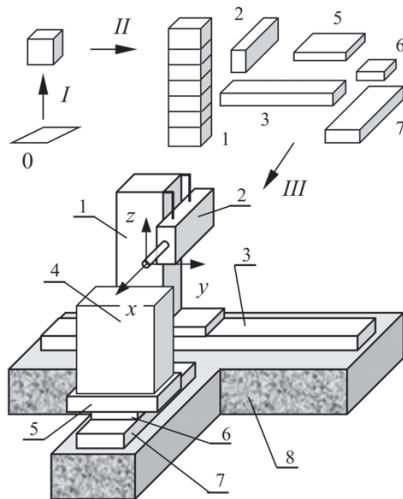


Рис. 3. Компоновка тяжелого многоцелевого станка и уровни декомпозиции:

1 – стойка; 2 – шпиндельная бабка; 3 – станина;
4 – обрабатываемая деталь; 5 – паллета; 6 – сани стола;
7 – станина стола; 8 – фундамент

В соответствии с блоками 5–8 (рис. 2) рассматривается проектирование отдельной несущей конструкции. С учётом конструктивных и технологических требований разрабатывается компоновка конструкции с реальной геометрией поперечного сечения. Ограничения задачи проектирования формулируются на основе анализа возможных видов нарушения эксплуатационных качеств отдельной несущей конструкции (рис. 2, блок 6) – нарушение условий прочности, жёсткости, потеря устойчивости и др.

В результате решения задачи на этапе III формируется конструкция с реальной геометрией поперечного сечения и минимально возможной массой при удовлетворении требуемых норм производительности и точности механической обработки для несущей системы (этап II).

Этап IV (рис. 2, блок 9). Проводится динамический анализ или имитационное моделирование для типовых условий эксплуатации несущей системы с оптимальными несущими конструкциями.

Таким образом, используя набор уровней проектирования, мы на каждом уровне имеем дело с задачей гораздо меньшей размерности. При расчёте сложной конструкции увеличение числа уровней декомпозиции, как известно, в целом более экономично, чем непосредственное решение сложных алгебраических систем.

Реализация технологии проектирования

Основные положения технологии проектирования несущих конструкций рассмотрим на примере МС (см. рис. 1). Масса серийного станка равна 380 т, длина, ширина, высота соответственно 21,9×16,5×10,9 (м). Структурно МС имеет две несвязанные между собой части – собственно станок (рис. 3, поз. 1–3) и поворотный подвижный стол (рис. 3, поз. 5–7), объединяемые фундаментом (рис. 3, поз. 8). Это позволяет проводить расчеты отдельно для стола и собственно станка.

Расчётные условия. Расчётные условия для несущих систем станков выбираются на основе анализа опыта эксплуатации на станках, близких по компоновке. При этом выявляются операции, в которых точность и производительность близки к предельным значениям. Для сверлильно-фрезерно-расточных станков такой операцией является торцовое фрезерование. Доля операции сверления на тяжёлых горизонтально-расточных станках составляет в общем объёме работ 6,6...9 %, зенкерование и развёртывание выполняются ещё реже, тогда как фрезерование составляет 46...52 % от общего объёма работ [7].

Здесь приняты следующие расчётные условия: торцовое фрезерование; наибольшее усилие подачи 40 кН (черновая обработка) и 3 кН (чистовая обработка); соотношение составляющих силы резания $P_x:P_y:P_z = 0,5:1,0:0,7$; учитываются отклонения от плоскостности и прямолинейности обрабатываемой поверхности (по ГОСТ 24643-81, 6 качество). Внешней нагрузкой для несущей системы фрезерно-расточного станка (рис. 3, поз. 1–3) являются составляющие силы резания, приложенные к концу шпинделя. Внешней нагрузкой для стола (рис. 3, поз. 5–7) является вес обрабатываемой детали 2 МН. Размеры рабочего пространства станка, определяемые техническим заданием, в процессе расчётного проектирования не изменяются.

Типовые условия эксплуатации: чистовая обработка, фреза диаметром 250 мм, число зубьев 20, глубина резания 0,5 мм, частота вращения шпинделя 170 мин⁻¹ (максимальная – 500 мин⁻¹).

А. Моделирование несущей системы. Приведём основные результаты расчёта несущей системы (НС) фрезерно-расточного станка (рис. 4, а). Рассматривается неблагоприятная ситуация:

- шпиндельная бабка находится в крайнем верхнем положении при среднем положении стойки на станине;

- вылеты шпинделя ($\leq 0,4$ м) и ползуна ($\leq 0,6$ м) соответствуют предельным значениям, характерным для чистовой обработки.

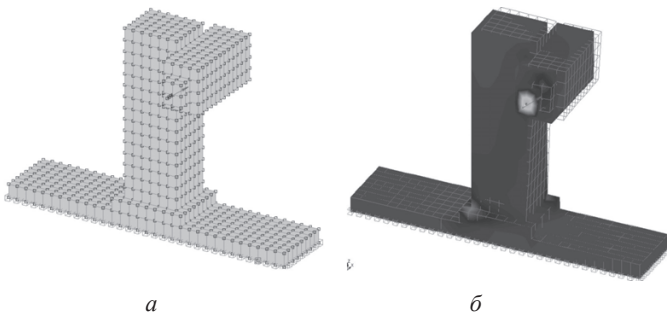


Рис. 4. Исходное (а) и деформированное (б) состояния НС станка

Конечно-элементная модель несущей системы станка (рис. 4, а) содержит пластинчатые конечные элементы для моделирования стойки, корпуса шпиндельной бабки и станины; шпиндель моделируется стержневым конечным элементом. Перемещения в зоне обработки складываются из перемещений в соединениях (используется стержневая модель шероховатости поверхности) и собственных упругих перемещений несущей системы. Расчёт ведётся на основе модели (1)–(4). Эффективным считается вариант несущей системы с наименьшей массой и перемещениями в зоне обработки, не превышающими допускаемых.

Для решения задач с интегрированной работой МКЭ и методов оптимизации использовалось авторское программное обеспечение [8]. Часть результатов (после 2007 года) получена с использованием системы проектирования SolidWorks (создание геометрических моделей) и программного комплекса ANSYS (конечно-элементный анализ модели). Так, при оценке контактных деформаций геометрическая модель конструкции создавалась в системе проектирования SolidWorks, а конечно-элементный анализ модели проводился средствами комплекса ANSYS при использовании модели соединения Frictionless ANSYS (рис. 5, 6). Данная модель даёт практически такой же результат, как и стержневая модель шероховатости поверхности [9].

В табл. 1 приведены основные результаты расчётов НС станка в зависимости от условий эксплуатации. На рис. 4, б показано деформированное состояние НС станка. Вариант НС станка, полученный в результате

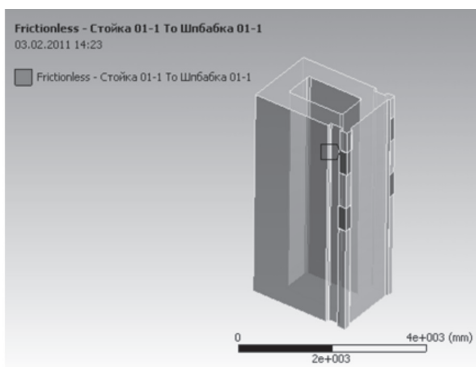


Рис. 5. Моделирование стыков на стойке (шпиндельная бабка здесь прозрачна)

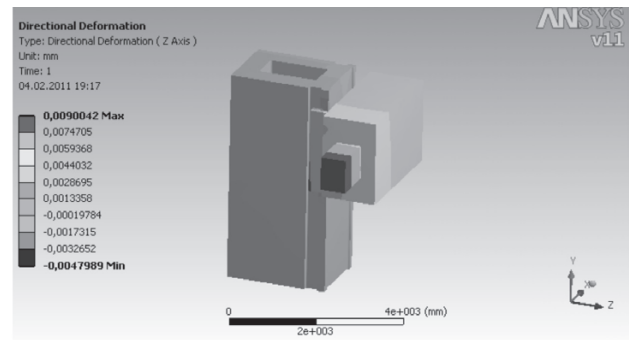


Рис. 6. Моделирование и результаты расчета подвижного стыка «стойка – шпиндельная бабка» в ANSYS

интегрированной работы МКЭ и методов оптимизации, имеет меньшую массу по сравнению с серийным вариантом и его согласно принятой системе предпочтений следует признать лучшим. Вариант НС станка, полученный только с использованием МКЭ на основе просчёта нескольких возможных вариантов, имеет увеличенную массу НС.

Таблица 1

Результаты расчёта НС станка

Параметр	Результаты моделирования НС станка для условий эксплуатации			
	предельных			типовых
Вариант НС	Серийный	Оптимальный	МКЭ без оптимизации	Оптимальный
Размеры сечения, м:				
стойки	2,0×2,46	1,8×2,6	2,0×2,46	1,8×2,6
шпиндельной бабки	1,3×2,20	1,7×2,0	1,6×2,00	1,7×2,0
ползуна	0,6×0,80	0,8×0,8	0,6×0,8	0,8×0,8
Перемещения в зоне резания (расчёт/норма)				
по оси <i>x</i>	0,52	0,67	0,76	0,68
по оси <i>y</i>	0,99	0,99	0,99	0,99
по оси <i>z</i>	0,51	0,54	0,42	0,61
Масса, т	169,9	158,2	202,8	102,2

Результаты исследования также показывают, что если при проектировании станка ориентироваться на типовые условия эксплуатации, то выигрыш по массе для оптимальной НС составляет около 35 %. Активным ограничением является перемещение конца шпинделя по оси *y* (действует максимальная составляющая силы резания).

Б. Моделирование отдельной несущей конструкции. В составе тяжелых многоцелевых станков для ориентирования детали в рабочей зоне применяются поворотно-подвижные столы, включающие паллету, сани стола и станину (рис. 3). Станина и сани стола испытывают главным образом де-



формацию сжатия под действием внешней нагрузки. Высота станины и саней назначается минимально возможной по конструкторским и технологическим соображениям. Паллета испытывает в большей степени деформацию изгиба. Вследствие этого далее рассматривается расчёт паллеты, как наиболее деформируемого элемента несущей системы стола.

В расчетной практике наибольшее распространение получили детерминированные математические модели. Однако изменение в пространстве положения любой точки обрабатываемой детали, установленной на столе, зависит от ряда факторов, в частности от положения центра тяжести детали относительно оси поворота стола. Из-за возможных эксплуатационных ошибок (например, неправильная установка детали на столе, нарушение правил эксплуатации) несоответствие центра тяжести детали с осью поворота стола носит статистический характер. Получаемый при этом эксцентриситет e может рассматриваться как нормально распределенная величина с математическим ожиданием $m = 0$.

Полагаем, что обрабатываемая деталь установлена на технологических базах, совпадающих с угловыми зонами паллеты, а нагрузка F от веса детали в предельном случае характеризуется силами F_i ($i = 1, \dots, 4$), приложенными в угловых точках паллеты (рис. 7).

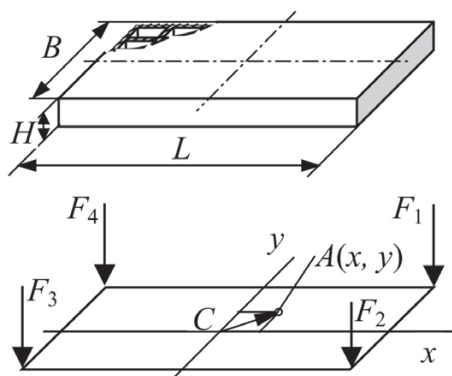


Рис. 7. Паллета и расчетная схема ее поверхности

Распределение нагрузки от веса детали в угловых точках паллеты получим на основе методов сопротивления материалов:

$$F_i = (1/4)F[1 \pm x/(L/2) \pm y/(B/2)].$$

Принимаем, что центр тяжести детали смещен в плоскости xy (рис. 7, точка A) относительно оси поворота стола на $1/20$ длины и $1/30$ ширины паллеты. Это – наибольшее значение эксцентриситета, установленное на основе анализа конфигураций встречающихся на практике крупногабаритных деталей.

Детерминированная модель [11]. Принимая $L = 5,6$ м, $B = 3,6$ м, $F = 2$ МН, получаем координаты точки A приложения результирующей нагрузки $x = L/20 = 0,28$ м, $y = B/30 = 0,12$ м и эксцентриситет $e = 0,305$ м.

Вероятностная модель. Координаты (x, y) точки A (рис. 7) фактического приложения результирующей нагрузки от веса детали образуют систему двух случайных величин, для которых плотность нормально распределения выражается формулой [10]

$$f(x, y) = \frac{1}{2\pi\sigma_x\sigma_y\sqrt{1-r^2}} \times \exp\left\{-\frac{1}{2(1-r^2)} \times \left[\frac{(x-m_x)^2}{\sigma_x^2} - \frac{2r(x-m_x)(y-m_y)}{\sigma_x\sigma_y} + \frac{(y-m_y)^2}{\sigma_y^2}\right]\right\}. \quad (5)$$

Для прямоугольной области характерно эллиптическое распределение эксцентриситета, т. е. образуется эллипс рассеивания, имеющий большую a и малую b полуоси. Полагая, что полуоси эллипса совпадают с координатными осями, начало координат C – с центром рассеивания, а случайные величины x, y независимы, формула (5) принимает следующий вид:

$$f(x, y) = \frac{1}{2\pi\sigma_x\sigma_y} \exp\left[-\frac{x^2}{2\sigma_x^2} - \frac{y^2}{2\sigma_y^2}\right].$$

Полный эллипс рассеивания определяется уравнением [10]

$$\frac{x^2}{(4E_x)^2} + \frac{y^2}{(4E_y)^2} = 1, \quad (6)$$

где $E_x \approx 0,675\sigma_x$, $E_y \approx 0,675\sigma_y$ – главные вероятные отклонения. Для величин, нормально распределенных в интервале $[-a; a]$ и $[-b; b]$, имеем $a/\sigma_x \approx 3$, $b/\sigma_y \approx 3$. Тогда с учетом $a = L/20$, $b = B/30$ уравнение (6) запишется в следующем виде:

$$\frac{x^2}{0,002L^2} + \frac{y^2}{0,0009B^2} = 1. \quad (7)$$

Для определения координат точки A сформулируем следующую задачу оптимизации:

максимизировать F_i (8)

при ограничении $\frac{x^2}{0,002L^2} + \frac{y^2}{0,0009B^2} = 1.$

Решая задачу (8) методом множителей Лагранжа [6] для принятых ранее размеров L и B , получим следующие результаты:

$$x = 0,21 \text{ м}, \quad y = 0,06 \text{ м}, \quad e = 0,218 \text{ м}.$$

Задача проектирования. Типовая конструкция паллеты (рис. 7) представляет собой пространственную тонкостенную конструкцию прямоугольной формы ячеистой структуры. По нижнему контуру паллеты расположены продольные и поперечные ребра прямоугольного поперечного сечения. Корпус палле-

ты опирается на направляющие саней стола кольцевого поперечного сечения (внешний диаметр 3,6 м). При составлении расчетной схемы корпус паллеты моделируется пластинчатым прямоугольным и стержневым (ребра) конечными элементами. Принимаем, что паллета опирается на абсолютно жесткие круговые направляющие саней стола. Внешней нагрузкой являются собственный вес паллеты (368 кН для типовой конструкции) и обрабатываемой детали (2000 кН). Силы резания ввиду их малости по сравнению с указанной нагрузкой не учитываются. Так, например, при чистовом торцовом фрезеровании наибольшая компонента силы резания составляет $F = 3,0$ кН.

Задача проектирования паллеты формулируется как задача математического программирования в виде

$$\text{минимизировать } \phi_0 = \rho \left(\sum_{i=1}^k V_i + \sum_{j=1}^m V_j \right) \quad (9)$$

при ограничениях

$$\text{на перемещения } \phi_1 = 1 - \delta / [\delta] \geq 0,$$

$$\text{на напряжения } \phi_2 = 1 - \sigma_{\text{эКВ}} / [\sigma] \geq 0,$$

$$\text{на переменные проектирования } \phi_3 = V_i \geq 0, i = 1, \dots, k, \\ \phi_4 = V_j \geq 0, j = 1, \dots, m,$$

где k, m – число пластинчатых и стержневых конечных элементов; ρ – плотность материала; V – объем конечного элемента; $\delta, [\delta]$ – расчетная и допускаемая относительная деформация, определяемая в направлении, перпендикулярном плоскости паллеты; $\sigma_{\text{эКВ}}, [\sigma] = 100$ МПа – эквивалентное и допускаемое напряжение.

Переменными проектирования являются толщина t_c стенки корпуса и толщина t_p ребра (при постоянной ширине). Габаритные размеры паллеты (длина, ширина, высота) определяются техническим заданием.

При расчете по вероятностной модели нагружения паллеты рассматриваются два случая:

1) на значения t_c, t_p накладывается только требование неотрицательности, т. е. $t_c = t_p \geq 0$;

2) на значения t_c, t_p накладывается ограничение по литейным условиям согласно формуле

$$t_{\min} = 10 \sqrt{(2L + B + H) / 3}, \text{ мм},$$

где L, B, H – габаритные размеры конструкции, м. В нашем случае: $t_c = t_p = t_{\min} = 23$ мм.

Основным критерием, характеризующим жесткость паллеты, является угол наклона поверхности паллеты, непосредственно влияющий на работоспособность гидростатических направляющих. На основе этого критерия при расчете паллеты введена норма жесткости $[\delta]$ – относительная вертикальная деформация поверхности паллеты, равная 2×10^{-5} (при ширине направляющих 1 м, толщине масляного слоя 4×10^{-5} м).

За целевую функцию (9) здесь принята масса конструкции, так как, во-первых, рассматривается расчет конструкций массой несколько десятков тонн, во-вторых, на такие критерии, как жесткость (перемещения), прочность (напряжения) и другие можно назначить допускаемые значения.

Задача (9) решается методом штрафных функций [6] в форме

$$\phi = \phi_0 / \phi_0^H + r \sum_{i=1}^4 (1 / \phi_i), \quad (10)$$

где ϕ_0^H – начальная масса типовой конструкции паллеты до оптимизации; r – малый положительный параметр. Решение задачи получено безусловной минимизацией функции (10) для убывающей последовательности значений параметра r методом Давидона–Флетчера–Пауэлла [6].

Основные результаты расчета паллеты представлены в табл. 2. На рис. 8 показано деформированное состояние паллеты.

Полученные результаты показывают, что при действии на конструкцию неравномерно распределенной нагрузки расчет по вероятностной модели позволяет в сравнении с детерминированной моделью

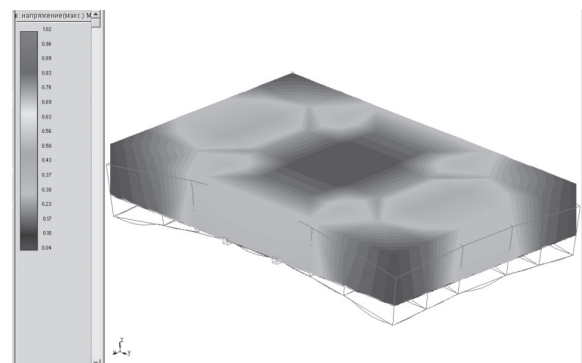


Рис. 8. Деформированное состояние паллеты

Таблица 2

Результаты оптимизации паллеты

Модель паллеты	Толщина, мм				Невязка по критерию жесткости, %	Масса, т
	верхней плиты	боковой стенки	внутренней стенки	ребра		
Серийная	60,0	60,0	50,0	60,0	40,0	36,80
Детерминированная	29,0	36,3	36,3	69,5	0,65	24,59
Вероятностная:						
$t \geq 0$	8,6	17,2	17,2	63,4	0,54	14,22
$t \geq 23$ мм	23,1	23,2	23,2	38,9	27,0	15,80

дополнительно уменьшить массу конструкции при сохранении ее работоспособности. При проведении вероятностных расчетов конструкции необходимо учитывать в ограничениях задачи проектирования технологические требования, в частности литейные условия, определяющие минимальную толщину стенки. Появляющиеся при этом резервы по жесткости конструкции (27 %) указывают на поиск дополнительных конструкторских решений по улучшению ее компоновки.

В. Динамика. Динамический анализ системы проводится в два этапа:

- определяется спектр собственных частот и форм колебаний;
- исследуются вынужденные установившиеся колебания несущей системы под действием гармонических нагрузок, возникающих при чистовом фрезеровании в типовых условиях эксплуатации.

На систему с частотой вращения ω шпинделя действует сила резания $F(t) = F \sin \omega t$, а также импульсное возмущение с частотой $\omega_\phi = \omega z / 2\pi$ (z – число зубьев фрезы), связанное с входом и выходом зубьев фрезы в зоне резания. На столе находится обрабатываемая деталь массой 200 т.

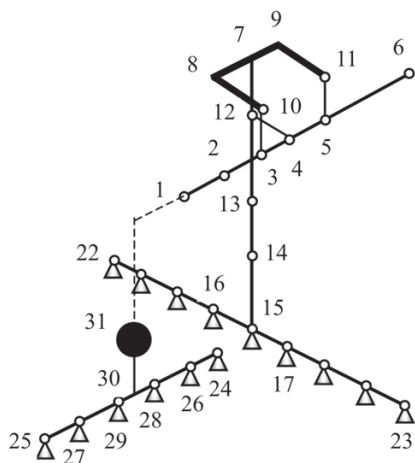


Рис. 9. Динамическая модель несущей системы многоцелевого станка

Для оценки динамических свойств несущей системы станка используется балочная модель с распределенными параметрами (рис. 9). Несущая система рассматривается как пространственная стержневая конструкция с упругими соединениями по концам стержней. Несущие конструкции моделируются стержнями или сосредоточенными массами, а стыки – упругими связями в узлах. Несущая система станка (рис. 7) моделируется 27 стержнями, 1 сосредоточенной массой, имеет 31 узел, 15 опор, 3 стыка. Шпиндельная бабка моделируется стержнями 1–2, ..., 5–6. Стойка моделируется стержнями 7–12, ..., 14–15, стык 4–12 соответствует соединению шпиндельной бабки со стойкой. В узле 15 располагается стык, отвечаю-

щий за соединение стойки со станиной, которая моделируется стержнями 15–16, ..., 21–23. Стол моделируется сосредоточенной массой 31, станина – стержнями 24–26, ..., 29–30, соединение стола со станиной – стыком 30–31.

В расчётах приведенная жёсткость несущих конструкций для динамической модели определяется из условия равенства максимальных перемещений данной конструкции, рассматриваемой как тонкостенная пространственная конструкция и как стержень сплошного поперечного сечения.

Сравнительные динамические расчеты (табл. 3) показали, что качество несущей системы с оптимальными конструкциями в основном выше, чем у серийного варианта (выделены две формы колебаний, наиболее близкие к резонансной). Снижена податливость по оси y на 30 % и масса станка на 14,5 %. Если учесть, что при проектировании станка перемещение в зоне резания по оси y является лимитирующим (табл. 1), а перемещения по другим осям меньше допускаемых, то данный вариант несущей системы является достаточно хорошим для принятой системы предпочтений. На динамику стола существенное влияние оказывает масса обрабатываемой детали (200 т). Полученные результаты свидетельствуют об имеющихся резервах по улучшению качества проектирования несущих конструкций станка.

Таблица 3

Сравнительные показатели качества НС (серийная/оптимальная)

Несущая система	Форма колебаний	Податливость по осям			Масса
		K_x	K_y	K_z	
Фрезерно-расточной станок	1	0,91	1,30	1,00	1,17
	2	1,15	1,20	1,15	
Поворотно-подвижный стол	1	1,01	1,02	1,02	1,12
	2	1,02	1,01	1,02	

Выводы

1. Технология проектирования конструкций представлена как система, обеспечивающая создание станков без избыточных возможностей, прогнозирование их работоспособности в условиях интенсивных механических воздействий и научное обоснование выбора проектных решений.

2. Рассмотренная технология рационального проектирования несущих конструкций тяжёлых станков позволяет (рис. 10):

- на этапе расчёта компоновки станка для заданных норм производительности и точности механической обработки с учётом контактных деформаций формировать граничные условия (силовые, кинематические)

для отдельных несущих конструкций, имеющих упрощенную геометрию поперечного сечения;

- на этапе проектирования отдельной несущей конструкции получать оптимальную конструкцию с реальной геометрией поперечного сечения и минимально возможной массой при удовлетворении полученных ранее граничных условий;

- на заключительном этапе дать оценку динамических характеристик станка.

3. Достигается высокая степень «зрелости» конструкции, уменьшается время на разработку проекта и риск при запуске в производство, возрастает конкурентоспособность станка в связи с улучшением его технико-экономических показателей.

Классика	Предлагается	
1. Заданы: – внешняя нагрузка – условия опирания. 2. Расчет НС станка: – базовые детали жесткие; – учет контактных деформаций; – определяются приближенно внутренние силы в местах контакта базовых деталей.		1. Заданы: – внешняя нагрузка – условия опирания. 2. Расчет НС станка: – базовые детали деформируемые; – контактные деформации + упругие деформации базовых деталей; – определяются внутренние силы в местах контакта базовых деталей и их поля перемещений.
3. Разбиение на базовые детали: – зависимые детали; – трудности в распределении работы между разработчиками; – результат – работоспособные базовые детали.		3. Разбиение на базовые детали: – независимые детали; -- – независимое проектирование разработчиками; – результат – базовые детали с оптимальными параметрами.
4. Повышенная масса базовых деталей при заданной точности и производительности		
5. Удлинение сроков проектирования из-за согласований между разработчиками отдельных узлов		
6. Риск при запуске в производство		

Рис. 10. Сравнительные характеристики классического метода проектирования МС и рассмотренной технологии проектирования

Список литературы

1. Каминская В.В. Станины и корпусные детали металлорежущих станков / В.В. Каминская, З.М. Левина, Д.Н. Решетов. – М.: Машгиз, 1960. – 362 с.
2. Рао, Гранди. Оптимальное проектирование несущей конструкции радиально-сверлильного станка с ограничениями по статической жесткости и частотам собственных колебаний / Рао, Гранди // Труды АОИМ: Конструирование и технология машиностроения – 1983. Т. 105. – № 2. – С. 206–211.
3. Есимура, Такэути, Хитоми. Оптимальное проектирование несущих конструкций МРС с учетом стоимости изготовления, точности и производительности / Есимура, Такэути, Хитоми // Труды АОИМ: Конструирование и технология машиностроения – 1984. Т. 106. – № 4. – С. 213–220.
4. Хомяков В.С., Яцков А.И. Оптимизация несущей системы одностоечного токарно-карусельного станка / В.С. Хомяков, А.И. Яцков // Станки и инструменты. – 1984. – № 5. – С. 14–16.
5. Атапин В.Г. Проектирование несущих конструкций тяжёлых многоцелевых станков с учётом точности,

производительности, массы // Вестник машиностроения. – 2001. – № 2. – С. 3–6.

6. Реклейтис Г. Оптимизация в технике: В 2-х кн. / Г. Реклейтис, А. Рейвиндран, К. Рэгсдел. – М.: Мир, 1986. – Кн. 1. – 350 с. – Кн. 2. – 320 с.

7. Жевелёв Г.И., Рубинович Б.Х., Туз А.И. Тяжёлые горизонтально-расточные и продольно-строгальные станки. – М.: Машиностроение, 1969. – 240 с.

8. Атапин В.Г., Гапонов И.Е., Павин А.Г. Автоматизация проектирования тяжёлых многоцелевых станков // I Всесоюзный съезд технологов-машиностроителей. – М. 1989. – С. 42–43.

9. Атапин В.Г., Войнова Е.В. О моделях для расчета контактных деформаций при автоматизированном проектировании несущей системы многоцелевого станка // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – №1(50). – С. 20–22.

10. Вентцель Е.С. Теория вероятностей. – М.: Физматгиз, 1962. – 564 с.

11. Атапин В.Г. Расчётное проектирование базовых деталей тяжёлых поворотных-подвижных столов / В.Г. Атапин // Вестник машиностроения. – 1997. – № 6. – С. 29–32.

Settlement designing of bearing designs of heavy multi-purpose machine tools

V.G. Atapin

The basic aspects of settlement designing of carrier constructions of heavy multi-purpose machine tools taking into account the information on demanded precision and productivity machining are considered. Calculations of carrier system and constructions of the machine tool for the purpose of reception of their optimum models are resulted.

Key words: settlement designing, the multi-purpose machine tool, carrier constructions, finite elements method, optimization methods.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ БОРИДНЫХ ИГЛ ПРИ ДИФфуЗИОННОМ КОМПЛЕКСНОМ БОРОХРОМИРОВАНИИ ИЗ НАСЫЩАЮЩИХ ОБМАЗОК

*А.М. ГУРЬЕВ, доктор техн. наук, профессор,
С.Г. ИВАНОВ, канд. техн. наук,
А. Д. ГРЕШИЛОВ, канд. техн. наук, докторант,
С.А. ЗЕМЛЯКОВ, канд. техн. наук, докторант,
(АлтГТУ, г. Барнаул)*

Статья получена 23 марта 2011 г.

Гурьев А.М. – 656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46, Алтайский государственный
технический университет им. И.И. Ползунова, e-mail: gurievam@mail.ru

Рассматриваются возможные механизмы диффузии атомов легирующих элементов при комплексном диффузионном поверхностном насыщении бором, хромом и титаном с целью их понимания и целенаправленного управления процессами комплексного многокомпонентного диффузионного упрочнения поверхностей стальных деталей машин и инструмента.

Ключевые слова: термическая обработка, химико-термическая обработка, борирование, борохромирование, поверхностное упрочнение, диффузия.

Введение

В связи с ростом стоимости и дефицитом легируемого и высоколегируемого проката все большее внимание уделяется различным видам и способам поверхностной обработки сплавов на основе железа. Наиболее часто применяемыми в настоящее время из них являются нанесение различных покрытий.

Одним из достаточно широко распространенных способов нанесения покрытий является химико-термическая обработка – насыщение поверхности деталей машин и инструмента атомами различных элементов. Наибольшее распространение в промышленных техпроцессах получили: насыщение углеродом (цементация), азотом (азотирование) и совмещенный процесс (карбоназотирование либо цианирование). Наиболее часто вышеперечисленные покрытия предназначаются для повышения износостойкости, а следовательно, и ресурса работы стальных деталей машин и инструмента. Однако на этом многообразии видов химико-термической обработки не исчерпывается: незначительное распространение также имеют борирование, цинкование, хромирование, алитирование, силицирование и др. Так, например, силицирование придает на порядок более высокую стойкость в растворах кислородсодержащих кислот по сравнению с другими процессами ХТО, хромирование и алитирование – значительно повышают тепло- и жаростойкость, а боридные слои – обладают наибольшей твердостью, износостойкостью

и коэффициентом трения по сравнению с другими покрытиями [1].

Одним из главных достоинств химико-термической обработки является хорошая интегрируемость в техпроцессы предприятий металлообрабатывающей отрасли.

Методика проведения исследований

В настоящей работе были проведены эксперименты по одновременному комплексному насыщению бором и хромом из насыщающей обмазки на основе карбида бора и оксида хрома. Процесс насыщения проводился в условиях высокотемпературной изотермической выдержки в течение 3 ч при температуре 950 °С [3–7]. После насыщения были проведены металлографический и дюрOMETрический анализы. Также на микроскопе JEOL с энергодисперсионным анализатором X-MAX посредством программного пакета INCA ENERGY был проведен микрорезондовый анализ полученного покрытия.

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура полученного диффузионного слоя с местами определения химического состава приведена на рис. 1. Как видно из рисунка, боридный слой на стали Ст 3, полученный одновременным

борохромированием из обмазки на основе карбида бора, представляет собой типичную для боридных слоев игольчатую микроструктуру. Так как иглы боридов расположены не строго перпендикулярно поверхности насыщаемой стали, то на фотографии они выглядят затупленными.



Рис. 1. Вид микроструктуры боридного слоя, полученный с помощью электронного микроскопа в отраженных электронах

К темно-серым иглам боридов прилегает более светлая оторочка, состоящая из боридов и карбоборидов железа, по краям которой видны зародыши боридной фазы, расположенные перпендикулярно к поверхности зоны боридов. Как видно из представленной фотографии, они имеют так называемое «перистое» строение. В левом нижнем углу фотографии (рис. 1) четко различимо зерно перлита, отмеченное цифрой 7, представляющее собой механическую смесь феррита, цементита и карбоборидов.

Цифрами на фотографии показаны места, где был выполнен микрозондовый химический анализ состава диффузионного слоя с помощью энергодисперсионного анализатора X-MAX с программным обеспечением OXFORD Instruments (см. таблицу). Соответствующие спектры приведены на рис. 2.

Сводная таблица результатов микроанализа составляющих фаз боридного покрытия

Спектр	B	C	Si	Cr	Mn	Fe	Cu	Всего
1	9,26	3,96	–	0,3	0,41	86,07	–	100
2	11,86	4,4	–	0,28	0,48	82,98	–	100
3	11,2	4,11	–	0,3	0,49	83,89	–	100
4	0	4,71	0,35	0,13	0,43	93,98	0,41	100
5	0	3,45	0,29	0,25	0,52	95,49	–	100
6	0	3,87	0,21	0,16	0,6	95,16	–	100
7	5,8	15,08	0,32	0,18	0,4	78,22	–	100
Max	11,86	15,08	0,35	0,3	0,6	95,49	0,41	–
Min	0	3,45	0,21	0,13	0,4	78,22	0,41	–

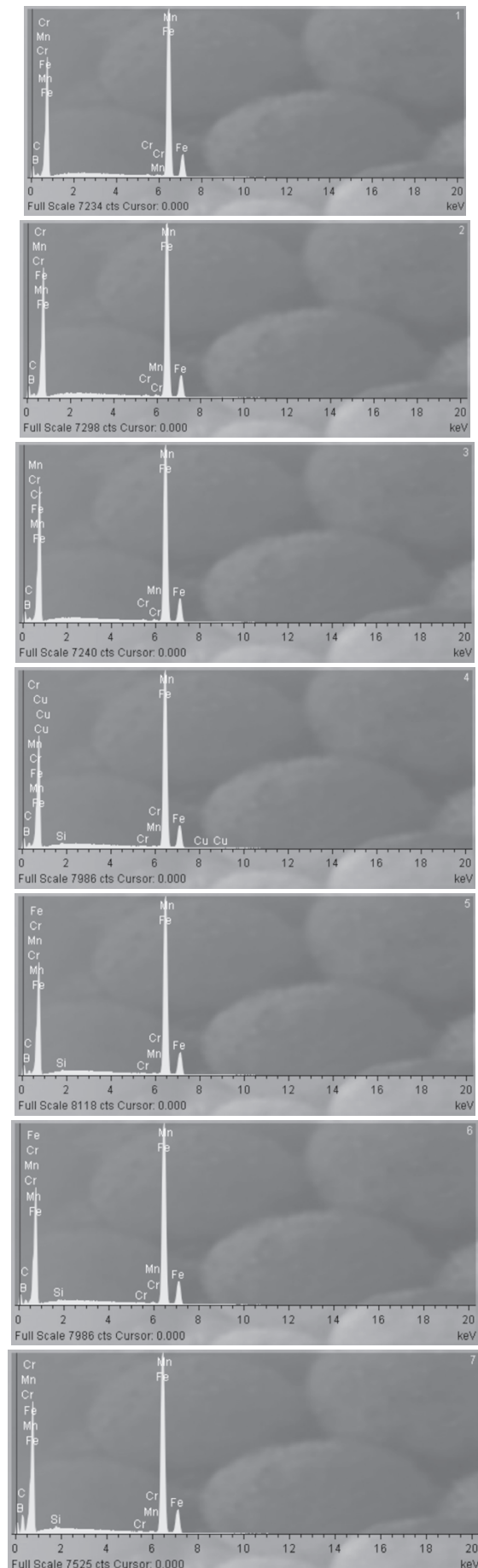


Рис. 2. Энергетические спектры соответствующих областей, обозначенных на рис. 1 и в таблице

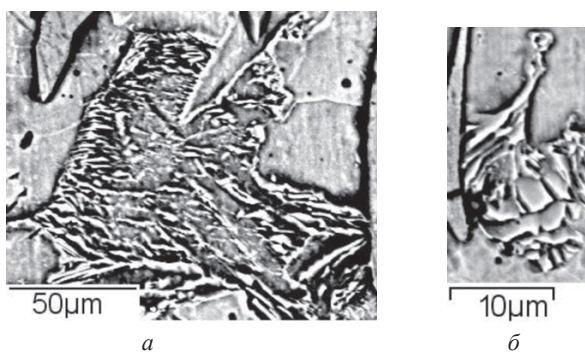


Рис. 3. Микроструктура зародышей боридного слоя в переходной зоне

На рис. 3 представлены увеличенные фрагменты фотографии подборидной зоны с зародышами боридной фазы, причем на рис. 3, *a* зерно перлита с зародышами расположено строго перпендикулярно плоскости шлифа, а на рис. 3, *б* – находится в плоскости шлифа параллельно. Анализируя данные фотографии, можно сделать вывод, что чем ближе прилегание цементита к боридному слою, тем более он фрагментирован вследствие разрушения его диффундирующими атомами бора. Цементит является метастабильной фазой, и легирование бором повышает его устойчивость, а также прочностные и стойкостные характеристики [8–11].

Таким образом, анализируя изображения микроструктуры, прилегающей к боридным иглам переходной зоны упрочненного слоя, можно сделать вывод о том, что преобладающим механизмом образования боридного слоя является реакционный механизм с промежуточной стадией образования борированного цементита. В пользу реакционного механизма образования упрочненного боридного слоя может говорить также и изображение на рис. 4, которое получено с помощью атомно-силового микроскопа в прилегающей к боридным иглам области.

Сам же механизм образования боридных игл представляется следующим: при захвате атомов бора поверхностью железоуглеродистого сплава часть этих атомов реагирует непосредственно с железом с образованием моноборида железа FeB , однако энтальпия образования моноборида достаточно высока, а твердый раствор бора в железе при температурах порядка 900...1000 °C содержит не более 5 ат. % бора, поэтому преобладающим в данном случае будет механизм легирования цементита путем замещения атомов углерода бором вплоть до формулы цементита $Fe(C_{0,2}B_{0,8})$. Высвобождаемый в результате реакции углерод оттесняется от фронта реакции вглубь сплава. По мере диффузии атомов бора к легированному цементиту весь углерод в нем оказывается замещен атомами бора – образуется бористый цементит Fe_3B , который является неустойчивой фазой, и в конечном итоге распадается на моно- и гемиборид железа (FeB

и Fe_2B соответственно). Таким образом, фронт реакции постоянно смещается вглубь материала. Именно таким образом можно объяснить высокое содержание углерода (строка 7 таблицы – 15,8 % углерода) в области зарождения боридных игл.

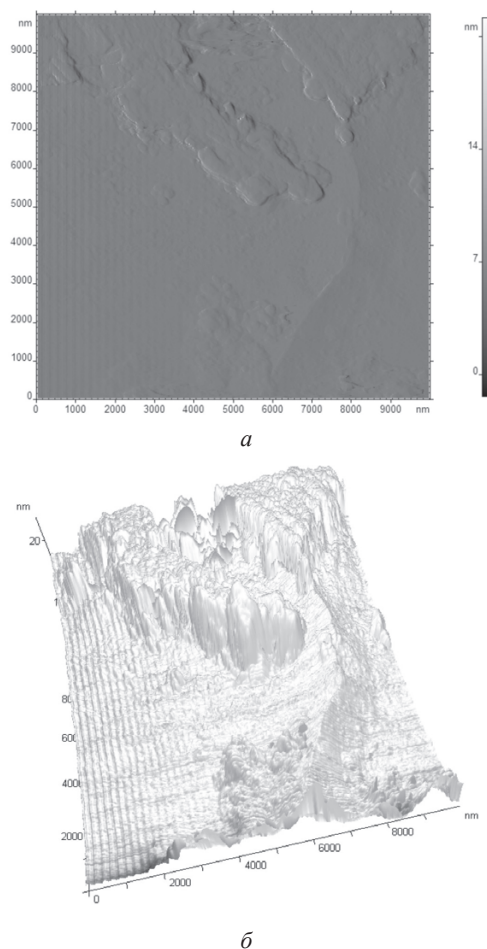


Рис. 4. Микроструктура зародышей боридного слоя, полученная с помощью атомно-силового микроскопа: *a* – микроструктура в плоскости; *б* – объемная реконструкция микроструктуры

Как видно из рис. 5, в жидком расплаве, в значительной степени легированном бором, в равновесии находятся как карбобориды железа, так и гемиборид железа, а также τ -фаза, представляющая собой смесь карбоборидов железа, моно- и гемиборида железа [12]. По мере охлаждения сплава моноборид железа распадается на гемиборид, так как данное соединение более устойчиво. В частности, как показано на рис. 5, *б*, при температуре 900 °C, которая наиболее часто выбирается как оптимальная температура процесса диффузионного борирования, при значительном легировании углеродом наиболее вероятно существование карбоборидов, легированных бором в различной степени, по сравнению с чистым цементитом. Кроме того, присутствие значительного количества углерода в насыщаемом сплаве сдвигает термодинамическое равновесие реакций взаимодействия железа с бором в сторону образования гемиборида железа Fe_2B .

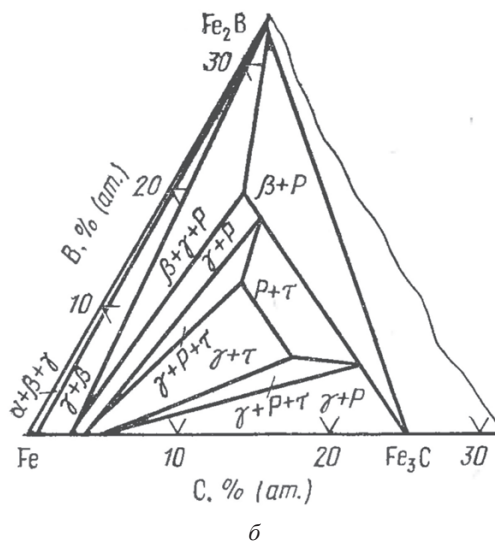
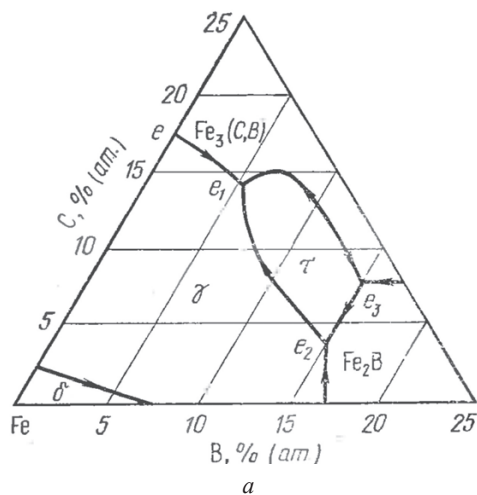


Рис. 5. Диаграммы состояния Fe-C-B:

а – поверхность ликвидус; б – изотермический разрез части системы при 900 °С [12]

Однако в поверхностных слоях боридного слоя ситуация складывается уже несколько иначе: поступающий с поверхности атомарный бор начинает полностью вытеснять углерод вглубь материала, в результате чего на поверхности происходит образование моноборида железа. Процесс образования моноборида начинается в местах поверхности, обладающих поверхностной энергией, достаточной для захвата и удержания атомов бора, постепенно распространяясь вширь и вглубь материала. Таким образом, в уже образовавшихся иглах из гемиборида железа начинают расти иглы моноборида железа. Такой процесс возможен при значительном времени процесса насыщения, а также при борировании сталей, содержащих повышенное количество углерода (более 0,45 %) [12, 13]. Косвенно это также подтверждается диаграммами железо–бор и бор–углерод, приведенными на рис. 6, а и б соответственно. Из диаграмм видно, что для начала образования моноборида железа необходима в два раза большая концентрация бора, чем для образования гемиборида.

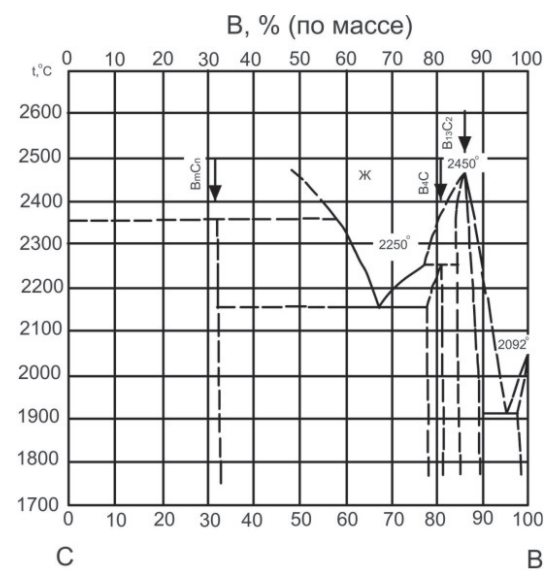
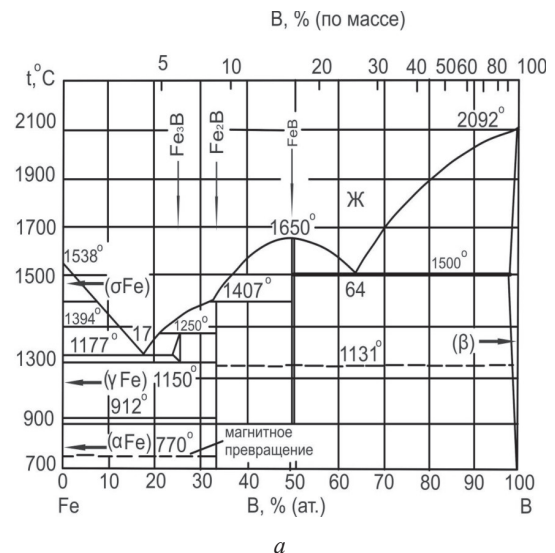


Рис. 6. Диаграммы состояния двойных систем на основе бора [13]

Вывод

При одновременном комплексном насыщении поверхности сталей бором совместно с хромом совместная диффузия имеет сложный характер. Причем возможность, скорость и механизмы совместной диффузии будут определяться не только природой насыщаемого материала, но и природой диффундирующих элементов и степенью их химического сродства.

Список литературы

1. Борисенко Г.В., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. и др. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с., ил.
2. Гурьев А.М. Фазовый состав и механизм образования диффузионного слоя при борировании сталей в условиях циклического теплового воздействия / А.М. Гурьев,

С.Г. Иванов, Б.Д. Лыгденов, О.А. Власова, Э.В. Козлов, И.А. Гармаева // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 1. – С. 20–27.

3. *Гурьев А.М.* Совершенствование технологии химико-термической обработки инструментальных сталей / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, О.А. Власова // Обработка металлов. – 2009. – № 1. – С. 14–15.

4. *Гурьев А.М.* Влияние параметров борхромирования на структуру стали и физико-механические свойства диффузионного слоя / А.М. Гурьев, С.Г. Иванов, Б.Д. Лыгденов, О.А. Власова, Е.А. Кошелева, М.А. Гурьев, И.А. Гармаева // Ползуновский Вестник. – 2007. – № 3. – С. 28–34.

5. *Пат. 2345175* Российская Федерация, МПК. Способ упрочнения деталей из конструкционных и инструментальных сталей / А.М. Гурьев, С.Г. Иванов, Б.Д. Лыгденов, С.А. Земляков, О.А. Власова, Е.А. Кошелева, М.А. Гурьев. – № 2007112368/02; заявл. 03.04.07; опубл. 27.01.09, Бюл. № 3.

6. *Пат. №2381299* Российская Федерация. Способ упрочнения стальных деталей / А. М. Гурьев, С.Г. Иванов, О. А. Власова, Е. А. Кошелева, М. А. Гурьев, Б.Д. Лыгденов. – № 2008118705/02; заявл. 12.05.08; опубл. 10.02.10, Бюл. № 4.

7. *Гурьев А.М.* Многокомпонентное диффузионное упрочнение поверхности деталей машин и инструмента из смесей на основе карбида бора / А.М. Гурьев, А.Д. Грешилов, С.Г. Иванов, М.А. Гурьев, А.А. Долгоров // Обработка металлов. – 2010. – № 2. – С. 19–23.

8. *Surface alloying of steel* / М.А. Guriev, S.G. Ivanov, А.М. Guriev // 17 international conference production and management in the steel industry, Poland, Zakopane, 25-27.06.2009. P. 12–14.

9. *Физические основы химико-термоциклической обработки сталей: монография* / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, Н.А. Попова, Э.В. Козлов. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2008. – 250 с.

10. *Ворошин Л.Г., Ляхович Л.С.* Борирование стали. – М.: Металлургия, 1978. – 239 с.

11. *Ворошин Л. Г.* Борирование промышленных сталей и чугунов. – Минск: Беларусь, 1981. – 205 с.

12. *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа* / О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова и др. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.

13. *Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т.* / под общ. ред. академика РАН Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1.

The mechanism of formation needles of boron at diffusive complex saturation of boron and chrome from the saturating pastes

A.M. Guriev, S.G. Ivanov, A.D. Greshilov, S.A. Zemljakov

Possible mechanisms of diffusion of atoms of alloying elements are considered at complex diffusive superficial saturation by a boron, chrome and the titan for the purpose of their understanding and purposeful management of processes of complex multicomponent diffusion hardening of surfaces of steel details.

Key words: thermal processing, chemical-thermal processing, boronizing, boron and chrome saturation, superficial hardening, diffusion.

АЛЮМИНИЕВЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ С НАНОДИСПЕРСНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ, СФОРМИРОВАННЫЙ АККУМУЛИРОВАННОЙ ПРОКАТКОЙ*

*А.Ю. ОГНЕВ, аспирант, И.С. ЛАПТЕВ, магистрант,
В.В. БАЗАРКИНА, магистрант,
И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент,
В.А. БАТАЕВ, доктор техн. наук, профессор
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 20 июня 2011 г.

Лаптев И.С. – 630092, Новосибирск, пр.К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: ilya_laptev_nstu@mail.ru

Аккумулятивная прокатка с последующим спеканием была применена для изготовления композиционного алюминиевого материала с многослойными углеродными нанотрубками в качестве упрочняющей фазы. Зафиксировано увеличение предела прочности по сравнению с чистым алюминием, обработанным по идентичной технологии. Оптимальная доля углеродных нанотрубок составляет 0,01...0,1 % (масс.). Наблюдается нарушение сплошности композиционного материала при добавлении 0,5 и 1 % углеродных нанотрубок.

Ключевые слова: алюминий, углеродные нанотрубки, металлический композиционный материал.

Интенсивно развивающиеся отрасли промышленности, такие как автомобиле-, авиа- и ракетостроение, нуждаются в разработке материалов с высокой удельной прочностью. В связи с этим определенные надежды связывают с углеродными нанотрубками (УНТ). Эта аллотропная модификация углерода с бездефектной структурой и размерами, лежащими в нанометровой области, обеспечивает модуль упругости на уровне 3 ТПа и предел прочности ~ 150 ГПа [1]. Такой комплекс механических свойств в совокупности с плотностью около 2 г/см³ позволяет рассматривать углеродные нанотрубки как перспективный упрочняющий компонент в композиционных материалах с полимерной, керамической и металлической матрицей [2].

Алюминиевые сплавы представляют собой распространённый класс конструкционных материалов. Актуальной практической задачей является повышение комплекса механических свойств материалов этого типа. При выполнении работы была поставлена задача, связанная с изучением возможности повышения механических свойств алюминия углеродными нанотрубками. Одним из важнейших условий создания качественных, наполненных углеродными нанотрубками композиционных материалов является равномерное распределение упрочняющей фазы. Эк-

периментальные данные свидетельствуют о том, что предел прочности алюминиевых композиционных материалов, содержащих крупные конгломераты наночастиц углерода, находится на уровне чистого алюминия [3, 4]. Эффективным и относительно простым методом введения нанотрубок является механическое смешивание в шаровых планетарных мельницах [1].

Важной технологической операцией, связанной с получением изделий из порошков, является компактирование материала. На практике используется множество способов компактирования порошковых смесей: одноосное и изостатическое прессование, холодная и горячая экструзия, аккумулятивная прокатка, искровое плазменное спекание и др. Аккумулятивная прокатка обеспечивает высокие степени деформации материала с образованием прочных связей между заготовками [5]. В данной работе был использован метод аккумулятивной прокатки пластин алюминия, содержащих в своем объеме многослойные углеродные нанотрубки, с последующим спеканием полученного композиционного материала в вакууме.

Целью данной работы являлось изучение структуры и механических свойств алюминиевых композиционных материалов с различным массовым содержанием УНТ (0,005; 0,01; 0,05; 0,1; 0,5 и 1), а

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

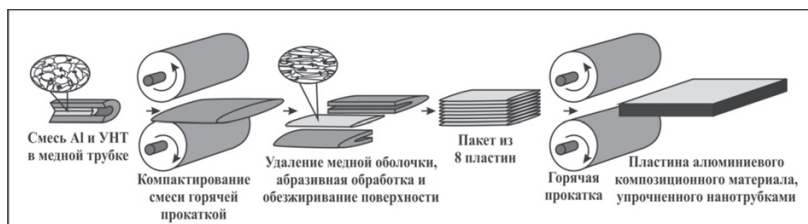


Рис. 1. Схема получения алюминиевого композиционного материала с использованием аккумулятивной прокатки

также сравнение полученных результатов с чистым алюминием, обработанным по идентичной технологии. На рис. 1 представлены основные этапы получения композиционного материала «алюминий – углеродные нанотрубки».

В качестве матричного материала использовали порошок технически чистого алюминия с размером частиц 90...250 мкм, полученного методом распыления расплава (рис. 2, а). Углеродные нанотрубки были получены в Институте неорганической химии СО РАН методом химического осаждения из газовой фазы с использованием Fe-катализатора. Длина нанотрубок составляла 5...20 мкм, наружный диаметр – 20...150 нм (рис. 2, б).

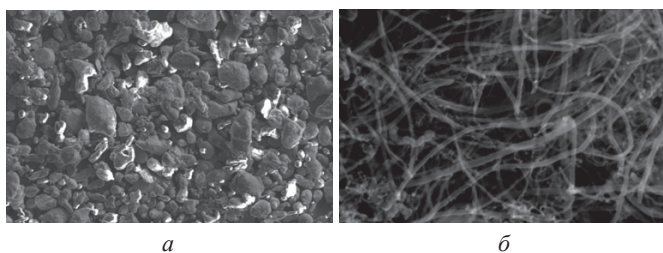


Рис. 2. Исходные материалы:

а – порошок алюминия; б – многослойные углеродные нанотрубки

Большая поверхностная энергия нанотрубок способствует образованию их устойчивых конгломератов. Перед смешиванием с порошком алюминия нанотрубки в течение 15 мин подвергали ультразвуковой обработке в дистиллированной воде. Водная суспензия нанотрубок пульверизатором наносилась на тонкий слой порошка алюминия и высушивалась при 100 °С в вакуумном сушильном шкафу. Порошки алюминия с различным содержанием нанотрубок помещали в 250 мл стакан из закаленной стали, содержащий 50 мелющих стальных шаров диаметром 10 мм (соотношение «масса порошка – масса шаров» 1:3). Смешивание проводили в течение 1 ч в планетарной шаровой мельнице Pulverisette 6 при скорости 400 об/мин.

Компактирование порошковой смеси, находящейся в медных трубках диаметром 10 мм, осуществляли горячей прокаткой при 400 °С. Полученные порошковые компакты извлекали из медной оболочки. Поверхность сформированных пластин зачищали абразивным инструментом и обезжиривали. Пластины собирали в пакет из 8 штук и прокатывали в горя-

чем состоянии. Общая степень деформации составила 90 %. Спекание материала происходило в вакууме в течение 5 ч при температуре 550 °С. Образцы композиционного материала представляли собой пластины толщиной 1 мм. Испытание на одноосное статическое растяжение проводили на универсальной машине растяжения Instron 3369. На рис. 3 представлены результаты испытаний.

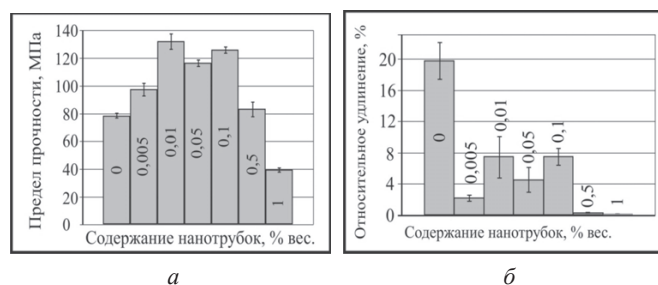


Рис. 3. Предел прочности (а) и относительное удлинение (б) композиционного материала «алюминий – углеродные нанотрубки»

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что наибольшим пределом прочности обладают образцы, содержащие 0,01...0,1 % вес. нанотрубок. При введении 1 % наночастиц углерода наблюдается падение прочности композита. Введение углеродных нанотрубок существенно влияет на пластические свойства алюминия. Относительное удлинение образцов, содержащих 0,01...0,1 % вес. УНТ, на 60...70 % меньше по сравнению с чистым алюминием. Пластического удлинения образцов, содержащих 0,5 и 1 % углеродных нанотрубок, практически не происходит.

Измерение микротвердости производили по методу Виккерса. Нагрузка при индентировании составляла 0,098 Н. Экспериментально установлено, что значения микротвердости для всех образцов находятся на одном уровне и составляют ~450 МПа.

Металлографические исследования проводили на микроскопе AxioObserver A1m. На снимках алюминия, подвергнутого аккумулятивной прокатке, можно наблюдать слои исходных пластин (рис. 4, а). Нарушения сплошности в виде трещин, расслаивания не обнаружено.

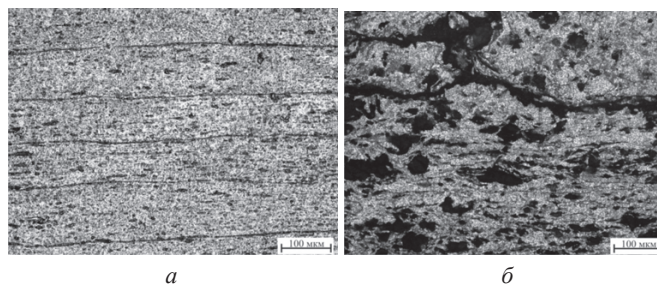


Рис. 4. Поперечное сечение образца алюминия без нанотрубок (а) и алюминия, содержащего 1 % нанотрубок по массе (б)

Образование трещин и пор (темные участки) в образце с 1 % нанотрубок по массе (рис. 4, б) обусловлено неравномерным распределением упрочняющей фазы в объеме нанокompозита. При использовании данной технологии однородное распределение углеродных нанотрубок в количестве, превышающем 1 % вес., становится затруднительным.

Поверхности разрушения композиционных материалов исследовали на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50. Результаты проведенных исследований согласуются с данными прочностных испытаний. Излом алюминия имеет вязкий, чашечный характер разрушения (рис. 5, а, в). Отдельных слоев по сечению образца не выделяется. Это позволяет говорить об образовании прочных металлических связей в процессе аккумулятивной прокатки и последующего спекания. В образце, содержащем 1 % углеродных нанотрубок, можно наблюдать множественные включения (рис. 5, б). Тонкий анализ отдельного включения при повышенных увеличениях свидетельствует о том, что оно представляет собой компактное скопление наночастиц (рис. 5, з).

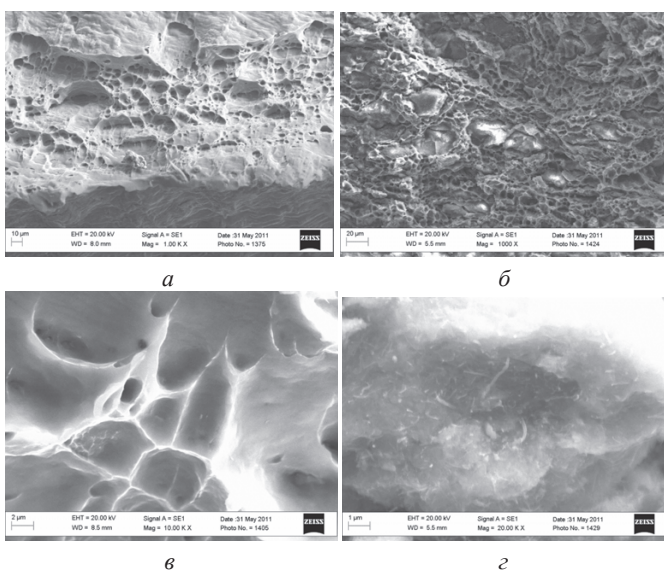


Рис. 5. Морфология поверхности разрушения чистого алюминия (а, в) и алюминия, содержащего 1 % углеродных нанотрубок (б, з)

Aluminum composite material with nanoscale reinforce phase fabricated by accumulative roll-bonding

A.Y. Ognev, I.S. Laptev, V.V. Bazarkina, I.A. Bataev, V.A. Bataev

Aluminum matrix composites with multiwall carbon nanotubes as reinforcements were fabricated by accumulative roll-bonding with following sintering. Increasing of ultimate strength in comparison with identical treated pure aluminum was determined. Optimal carbon nanotubes content is 0,01-0,1 wt. %. Disruption of composite material solidity with 0,5 and 1 % addition of nanotubes was observed.

Key words: aluminium, carbon nanotubes, metallic composite material.

Выводы

Метод аккумулятивной прокатки применен для формирования алюминиевого композиционного материала, упрочненного углеродными нанотрубками. Установлено, что содержание наночастиц углерода в количестве 0,01...0,1 % вес. обеспечивает прирост предела прочности по сравнению с чистым алюминием на 50...60 %. Методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии выявлено наличие конгломератов углеродных нанотрубок в образцах с содержанием наночастиц углерода 0,5 и 1 % вес. Присутствие скоплений углеродных нанотрубок является причиной существенного снижения предела прочности образцов. Дальнейшее улучшение механических характеристик композиционных материалов на основе алюминия и углеродных нанотрубок возможно при использовании иных, более эффективных методов распределения наночастиц в объеме матричного материала.

Список литературы

1. Morsi K. Effect of mechanical alloying time and carbon nanotube (CNT) content on the evolution of aluminum (Al)-CNT composite powders / K. Morsi, A. Esawi // J. Mater. Sci. – 2007. – V 42. – P. 4954–4959.
2. Sridhar I. Processing and characterization of MW-CNT reinforced aluminum matrix composites / I. Sridhar, R. Narayanan // J. Mater. Sci. – 2009. – V 44. – P. 1750–1756.
3. Combination of hot extrusion and spark plasma sintering for producing carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites / H. Kwon, M. Estili, K. Takagi, T. Miyazaki, A. Kawasaki // Carbon. – 2009. – V 47. – P. 570–577.
4. Особенности разрушения композиционного материала «алюминий–углеродные нанотрубки» / А.Ю. Огнев, И.С. Лаптев, В.В. Базаркина, А.М. Теплых // Обработка металлов. – 2010. – № 4(49). – С. 38–40.
5. Salimi S. Fabrication of an aluminum-carbon nanotube metal matrix composite by accumulative roll-bonding / S. Salimi, H. Izadi, A.P. Gerlich // J. Mater. Sci. – 2011. – V. 46. – P. 409–415.

ЛИСТОВЫЕ МЕТАЛЛОФТОРОПЛАСТОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ЗАДАНЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ

*В.Н. КОРНОПОЛЬЦЕВ¹, канд. техн. наук, докторант,
А.М. ГУРЬЕВ², доктор техн. наук, профессор,
(¹БИП СО РАН, г. Улан-Удэ, ²АлтГТУ, г. Барнаул)*

Статья поступила 28 марта 2011 г.

Корнопольцев В.Н. – 670047, г. Улан-Удэ, ул. Сахьяновой, 6
Байкальский институт природопользования СО РАН, e-mail: kompro@mail.ru

Рассматривается возможность управления физико-механическими и триботехническими характеристиками рабочего слоя листовых металлофторопластовых материалов (ЛМФМ) за счет создания на стальной подложке пористого металлокерамического бронзового слоя с заданной структурой и регулируемым объемом свободного пространства.

Ключевые слова: металлофторопластовый материал, пористый слой бронзы, ресурс, скорость скольжения.

Введение

В настоящее время многие области современного машиностроения занимаются вопросами применения антифрикционных комбинированных самосмазывающихся подшипниковых материалов. Возможность комбинирования в подшипнике различных свойств, требуемых при его эксплуатации, позволяет изготавливать материалы со специальными управляемыми свойствами.

Большой шаг в разработке самосмазывающихся материалов сделан при создании на стальной подложке металлокерамического пористого бронзового слоя с последующей пропиткой полимерами (например, ПТФЭ) [1–2]. В таких материалах сочетается жесткость стальной основы, теплопроводность бронзового слоя и антифрикционные качества наполненного фторопласта. Самым известным и востребованным является материал DU ($pV_{1000 \text{ ч}} = 0,8$ МПа м/с) фирмы «Glacier co. ltd». Материал получают в виде стальной ленты бесконечной длины с припеченным толщиной 0,3 мм пористым слоем из сферической бронзы, поры которого заполняются смесью ПТФЭ с мелкодисперсным свинцом. Отечественным аналогом является материал, разработанный в ИМАШ, у которого по аналогии с материалом DU пористый слой формируется из сферической бронзы, а поры заполняются смесью ПТФЭ с дисульфидом молибдена DU ($pV_{1000 \text{ ч}} = 0,2$ МПа м/с) [2]. Материалы способны работать без смазки, в широком диапазоне температур (от –200 до +280 °С) при высоких удельных нагрузках (>100 МПа). Однако долговечность подшипников из промышленных листовых металлофторопластовых материалов (ЛМФМ) значительно снижается при повышении ско-

рости скольжения из-за развивающейся высокой температуры в зоне трения. Промышленным аналогом присущ и неравномерный коэффициент трения, резко возрастающий по мере износа рабочего слоя. Устранение этих недостатков стало целью исследования.

Методика проведения исследования

Трибоиспытания проводились по схеме вращающийся вал – неподвижный частичный вкладыш на машине трения СМТ-1 ($P = 20$ кг, $s = 2$ см²). Время непрерывной работы машины – 7...8 ч. В качестве контртела использовалась диффузионно-борированная втулка из стали 45, $d_{\text{вн}}:d_{\text{н}} = 22:38$ мм, $b = 35$ мм, $R_a \approx 0,63$ мкм, толщина диффузионного слоя ≈ 250 мкм, $HV = 14,5...15,5$ ГПа. Температуру образца измеряли с обратной стороны вкладыша хромель-копелевой термопарой. Линейный износ Δh определяли микрометром МТ как разность толщин вкладыша до и после испытания каждые 7...8 ч. Графические зависимости температуры и износа строили по среднеарифметическим значениям этих характеристик, полученным при испытаниях трех образцов ЛМФМ. В качестве аналога был выбран материал марки DU (Glacier Metal Co Ltd, Великобритания). Пористость металлокерамического каркаса определяли стандартным методом развертки поперечных и продольных шлифов.

ИК-спектры продуктов износа получали методом НПВО на ИК Фурье-спектрометре Excalibur NE 3100 фирмы Varian Inc (США). Дифференциально-сканирующая калориметрия проведена на синхронном термоанализаторе STA 449 C Jupiter, фирмы NETZSCH (Германия).

Результаты исследования и их обсуждение

Причиной неудовлетворительной работы промышленных аналогов при трении без смазки с высокими скоростями скольжения является большое содержание бронзы в рабочем слое, которое составляет до 75 об.%. Исследования [3–5] триботехнических свойств ЛМФМ показывают, что наилучший период износостойкости проявляется в период трения, когда площадь пятен бронзового каркаса не превышает 10...15 % от общей площади контакта трущейся пары. Затем наступает период более интенсивного износа, причем с повышением скорости скольжения временная зависимость износа приобретает нелинейный характер, т. е. длительную работу ЛМФМ при трении без смазочного материала с высокими скоростями скольжения можно обеспечить только при наличии высокой объемной доли ПТФЭ. Правило Шарпи для ЛМФМ в полной мере соблюдается тогда, когда содержание твердых включений на поверхности трения (в данном случае бронзового каркаса) на порядок меньше содержания более мягкой и податливой окружающей их ПТФЭ композиции. Однако существующие методы не позволяют регулировать в больших пределах объем свободного пространства пористого слоя, получаемого спеканием свободно насыпанного слоя сферической бронзы.

Нами ведется работа получения ЛМФМ кассетным методом [6...8]. От промышленных методов он отличается тем, что изготовление листов идет не в виде непрерывной ленты, а пластинами заданного размера, кратными будущим деталям. Производительность процесса обеспечивается изготовлением материалов пакетами, содержащими несколько десятков пластин одновременно. Универсальность метода позволяет получать на стальной основе антифрикционные покрытия любой толщины, состава и конструкции.

Для создания самосмазывающегося материала изначально было предложено припекать к стальной основе бронзолатунную сетку, выпускаемую для бумагоделательной промышленности [6]. Это решило проблему получения равномерного по толщине слоя с сообщающейся лабиринтной системой пористого пространства большого объема. Впоследствии установлено, что припекание сетки через промежуточный слой бронзы позволяет обеспечить прочность сцепления бронзового каркаса со стальной основой до 200...250 МПа, улучшить условия теплоотвода за счет увеличения площади контакта бронзового каркаса с подложкой, получить бронзовый каркас с требуемым содержанием легирующих элементов, например оловом, а большое свободное пространство сетчатого каркаса удастся заполнять сухими порошковыми композициями на основе ПТФЭ методом прямого прессования [8...9]. Существенным положительным отличием кассетного метода также является спекание

фторопластовой композиции под давлением, создаваемым предварительным сжатием пакета и расширением ПТФЭ при спекании. Известно, что при спекании ПТФЭ под давлением получают более компактную полимерную матрицу, обладающую лучшими физико-механическими свойствами. Кроме того, при спекании ПТФЭ под давлением, имея ограничения в перемещении при термическом расширении кроме незаполненных при прессовании пор, можно ожидать более прочной связи ПТФЭ композиции с металлическим пористым каркасом за счет механической связи.

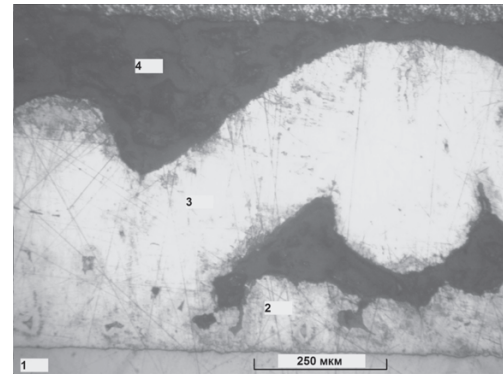


Рис. 1. Поперечный шлиф ЛМФМ:

1 – стальная основа; 2 – промежуточный слой бронзы; 3 – каркас из бронзолатунной сетки; 4 – фторопластовая композиция

Как показали исследования [9] по выбору наполнителя во фторопластовую композицию, наилучшими результатами по преодолению допустимых скоростей скольжения обладают свинецсодержащие композиции. Установлено, что при использовании в качестве наполнителя порошкового свинца более 50 мас. %, при спекании ПТФЭ-композиции под давлением происходит его диспергация полимерной матрицей, образуется каркасная свинцовистая структура внутри матрицы полимерного связующего. Спекание ПТФЭ под давлением определило также пороговую концентрацию свинца в ПТФЭ, которое составляет не более 63...64 мас.%. Выше этой концентрации плавящийся при спекании свинец частично вытесняется из объема рабочего слоя [9].

Сравнительные трибоиспытания показали, что ресурс ЛМФМ с бронзовым каркасом из сетки превышает ресурс материала DU с каркасом из сферической бронзы, но они имеют общий недостаток — рост коэффициента трения с течением времени. По мере изнашивания площадь, занимаемая бронзовым каркасом в рабочем слое материала, изменяется. На рис. 2 представлена графическая зависимость отношения площади, занимаемой бронзой для промышленного аналога, выпускаемого ООО «Фторопласт», г. Бугульма (кривая 1) [10] и для ЛМФМ с пористым слоем из сетки, припеченной через слой порошковой бронзы (кривая 2). Пунктирной линией 3 показан идеальный вариант, когда площадь, занимаемая бронзой, по мере

износа остается постоянной и не превышает установленный предел. Увеличение содержания бронзы в области контакта со стальной подложкой ЛМФМ может быть предусмотрено для предотвращения схватывания подшипника с поверхностью вала (контртела) при полном износе рабочего слоя ЛМФМ. В этом случае по росту температуры узла трения можно своевременно определить необходимость замены подшипника на новый без существенного повреждения валов.

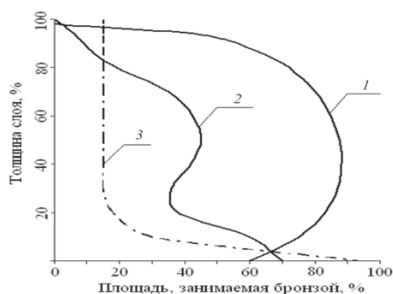


Рис. 2. Относительная площадь, занимаемая бронзой в рабочем слое ЛМФМ

Как видно из рис. 2, для промышленного аналога площадь бронзы по продольному сечению рабочего слоя значительно отличается от предлагаемого варианта. За счет большой объемной составляющей бронзового каркаса площадь бронзы по мере износа рабочего слоя резко возрастает и к середине слоя может составлять до 85...90%. При этом содержание ПТФЭ в поверхностном слое уменьшается, что приводит к появлению контакта бронзового каркаса с металлом контртела, соответствующему росту температуры, коэффициента трения и интенсификации изнашивания как каркаса, так и за счет сублимации фторорганической смазки [5].

При получении пористого слоя из сетки поведение кривой относительной площади бронзолатунного каркаса лучше удовлетворяет условиям кривой 3, но по мере износа также не остается неизменной, что и приводит к нелинейной зависимости триботехнических характеристик.

В соответствии с кривой 3 (рис. 2) для сохранения смазочной способности пористого слоя необходимо технологическое решение получения пористого слоя со столбчатой структурой. Создание такого рельефа прокаткой спеченной полосы на рифленых вальцах неизбежно приведет к закрытию пор и ухудшению связи ПТФЭ композиции с металлокерамическим каркасом. Придание рельефа пористому бронзовому слою во время припекания порошка к ленте пока не рассматривалось ни в одной доступной нам работе, возможно, из-за неосуществимости процесса.

Очевидно, что при кассетном способе получения ЛМФМ, в котором припекание бронзового слоя осуществляется в плотно сжатом пакете на стальной подложке, можно получить любой оттиск непосредственно в процессе припекания пористого слоя. В результате исследовательских работ получен

ЛМФМ, имеющий столбчатую структуру пористого слоя (рис. 3). В зависимости от шага рифленой поверхности, при помощи которого создается рисунок пористого слоя, можно регулировать нагрузочную способность пористого слоя, его теплопроводность и объем свободного пространства.

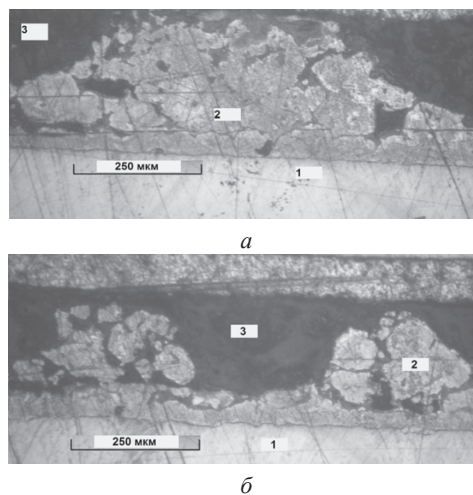


Рис. 3. ЛМФМ, имеющие столбчатую структуру припеченного бронзового слоя: 1 – стальная основа; 2 – шип припеченного слоя бронзы; 3 – фторопластовая композиция

Для образца ЛМФМ, представленного на рис. 3, б, объемная составляющая бронзы практически полностью соответствует кривой 3 (рис. 2) и на глубину рабочего слоя в 0,22...0,25 мм изменяется от 10–15 до 15–20%. Появляется возможность притирать подшипники с такой структурой пористого слоя по месту посадки изделия.

Большое содержание ПТФЭ в рабочем слое придает рабочему слою ЛМФМ прекрасную самосмазывающуюся способность, а содержание свинца позволяет эксплуатировать материал при скоростях скольжения более 3 м/с. Как показывают сравнительные трибоиспытания [5], разработанные материалы в несколько раз превосходят лучший мировой аналог по ресурсу при повышенных скоростях скольжения при трении без смазки.

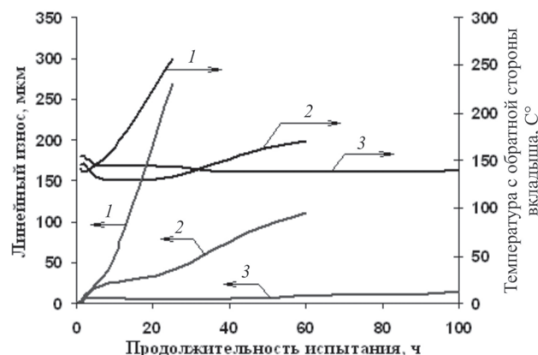


Рис. 4. Сравнительные трибоиспытания ЛМФМ:

1 – материал DU ($V = 2$ м/с); 2 – ЛМФМ с пористым каркасом из сетки ($V = 3$ м/с); 3 – ЛМФМ со столбчатой структурой пористого слоя ($V = 3$ м/с). $p = 2$ МПа, контртело – диффузионно-борированная Ст 45

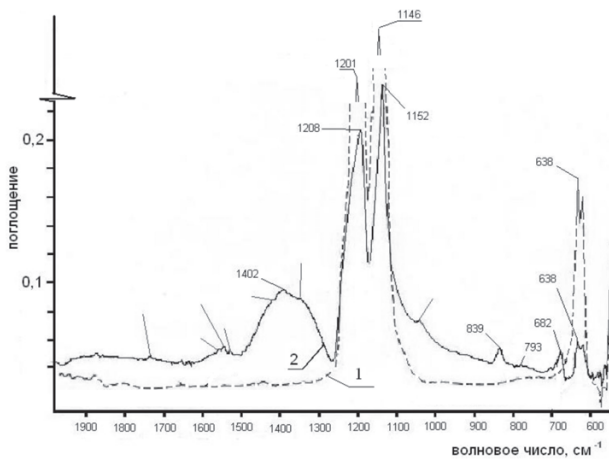


Рис. 5. ИК-спектр ПТФЭ (1) и продуктов трибодеструкции (2), переносимых на контртело при трении разработанных ЛМФМ

В результате трения разработанных ЛМФМ между сопряженными деталями обильно образовывается «третье тело» желтого цвета, отсутствующее у исходного образца. ДСК и ИК исследования продуктов износа, перенесенных на контртело, свидетельствуют об образовании низкомолекулярных продуктов трибодеструкции ПТФЭ, имеющих меньшую температуру начала деструкции, чем ПТФЭ. Основные пики ИК-спектров содержат наиболее интенсивные полосы, относящиеся к валентным колебаниям групп CF_2 (1208 и 1152 см^{-1}). Тем не менее спектр имеет существенное отличие от исходного полимера, что дает основание полагать, что при трении происходят изменения на молекулярном уровне. Слабые пики на ИК-спектрах, относящиеся к фторидам и оксидам металлов, могут говорить об их незначительном количестве, и главным фактором длительного устойчивого трения является фторорганическая смазка, образование которой может носить достаточно сложный характер. Более полная расшифровка данных дифференциально-сканирующей калориметрии и ИК-спектров продуктов износа ЛМФМ ставятся в задачи дальнейшего исследования.

Разработанный метод получения ЛиАМ по производительности уступает автоматическим линиям производства ленточных материалов, но не требует специального оборудования и может быть внедрен на любом ремонтном предприятии (например, для обеспечения собственных нужд). В настоящее время на лабораторном оборудовании отработан опытный образец шириной $0,1$, длиной $0,24$ м, позволяющий

изготовить подшипник скольжения с рабочим диаметром $70 \dots 75$ мм.

Выводы

Результатом НИОКР стал метод получения листовых металлофторопластовых материалов на стальной подложке (ЛМФМ), который от промышленных методов отличается возможностью получения антифрикционных материалов с заданными физико-механическими и триботехническими свойствами. Триботехнические сравнительные испытания показывают, что разработанные ЛМФМ за счет создания на стальной подложке бронзовых слоев с заданной структурой значительно превосходят лучшие отечественные и зарубежные промышленные аналоги при трении без смазки в условиях повышения скорости скольжения.

Список литературы

1. Mitchell, Pratt // Conf. on Lubrication and Wear. – Paper № 101. – Mech. Eng., 1957.
2. Семенов А.П., Савинский Ю.В. Металлофторопластовые подшипники. – М.: Машиностроение, 1976. – 192 с.
3. Воронков Б.Д. Подшипники сухого трения – М.: Машиностроение, 1968. – 140 с.
4. Pratt G.C., Montpetit M.C., Lytwynec M.D. Bearing material and method of making PTFE based tape suitable for impregnation into a porous metal matrix of the bearing material. Patent of Australia № 582577. AU-B-41845/85–1985.
5. Корнопольцев В.Н., Корнопольцев Н.В., Могнонов Д.М. Испытания металлофторопластовых листовых антифрикционных материалов при скоростях скольжения до 3 м/с // Трение и износ. – 2009 – Т. 30, № 4. – С. 385–389.
6. Корнопольцев Н.В. Способ получения биметаллического металлофторопластового материала. Пат РФ № 1418999. В22F7/04 – 1993.
7. Бузник В.М., Корнопольцев В.Н., Корнопольцев Н.В., Рогов В.Е. Способ получения биметаллического материала. Пат РФ № 2277998, опубл. 20.06.06, бюл. № 17.
8. Бузник В.М., Корнопольцев В.Н., Корнопольцев Н.В., Рогов В.Е. Способ получения комбинированного металлофторопластового материала. Пат РФ № 2277997, опубл. 20.06.06, бюл. № 17.
9. Корнопольцев В.Н., Корнопольцев Н.В., Могнонов Д.М. и др. Оптимизация состава металлофторопластового материала на стальной подложке // Химия в интересах устойчивого развития. – 2005 – № 13. – С. 757–765.
10. Ахвердиев К.С., Воронцов П.А., Семенов А.П. Расчет и конструирование гидродинамических подшипников скольжения с металлополимерными вкладышами. – Ростов н/Д: Рост. гос. ун-т путей сообщения, 1999. – 205 с.

A sheet metal-teflon material with given working characteristic

V.N. Kornopol'tsev, A.M. Guriev

A possibility of management physico-mechanical and tribotechnical feature of a sheet metal-teflon material (SMTM) worker layer to account of the creation on steel substrate porous bronze cermet coating with given by structure and controlled volume free space is considered.

Key words: metal-teflon material, porous layer of bronze, resource, velocity of the slide.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПРЕССОВАНИЯ И СПЕКАНИЯ НАНОПОРОШКОВ ВОЛЬФРАМА И МОЛИБДЕНА*

*С.В. МАТРЕНИН, канд. техн. наук, доцент,
Б.Б. ОВЕЧКИН, канд. техн. наук, доцент,
Д.Д. САДИЛОВ, магистрант,
О.С. ЛЯХОВА, магистрант
(ТПУ, г. Томск)*

Статья получена 6 июня 2011 года

Матренин С.В. – 634050, г. Томск, ул. Усова, 7, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Институт физики высоких технологий, кафедра материаловедения в машиностроении, к. 107, e-mail: vm-s@mail.ru

Представлены результаты исследования процессов формования и спекания нанопорошков вольфрама и молибдена с добавками нанопорошка никеля, определены плотность, усадка, модуль упругости и микротвердость спеченных образцов. Установлено положительное влияние добавки нанопорошка никеля на процесс уплотнения прессовок при спекании, которое приводит к повышению механических свойств спеченных тугоплавких металлов.

Ключевые слова: тугоплавкие металлы, вольфрам, молибден, спекание, индентирование.

Введение

Тугоплавкие металлы и сплавы благодаря высокой жаропрочности находят широкое применение во многих отраслях промышленности: в космической технике, авиастроении, металлургии, энергетике и т. д. Так, вольфрамовые электроды используются в технологии сварки суперсплавов, из молибдена изготавливают стержни и вставки, применяемые при литье сталей и цветных металлов под давлением, а также инструмент для горячей обработки давлением. Сплавы на основе тугоплавких металлов прогнозируются в качестве альтернативных суперсплавов [1]. В технологии получения нанопорошков путем переконденсации в плазменных аппаратах используются вольфрамовые и молибденовые тигли, которые нагревают тепловым излучением наружного радиационного элемента или электронным пучком [2].

Заготовки и изделия из тугоплавких металлов и сплавов производят практически только методами порошковой металлургии. Широко распространена технология, включающая получение порошков вольфрама и молибдена путем восстановления соответствующих ангидридов, формование порошков в штабики, и последующее двухстадийное спекание [3]. Предварительное спекание вольфрамовых штабиков ведут при 1150...1300 °С, а молибденовых – при 1100...1200 °С в муфельных электропечах в среде

водорода. После выдержки в течение 30...120 мин получают заметно упрочненные штабики, которые затем подвергают высокотемпературному спеканию. Для этого требуется нагрев вольфрамового штабика примерно до 2900...3000 °С, молибденового – до 2200...2400 °С. Такую высокую температуру получают путем непосредственного пропускания электрического тока через штабик. Окончательно плотность вольфрамовых штабиков достигает 17,5...18,5 г/см³ (пористость 10...15 %), пористость молибденовых штабиков равна 6...10 %. Существенным недостатком такой технологии спекания является ее двухстадийность, длительность и высокая энергоемкость. В связи с этим исследование активирования спекания тугоплавких металлов с целью повышения технологичности процесса, увеличения плотности спеченных изделий, получения более мелкозернистой структуры и улучшения их эксплуатационных характеристик является весьма важной задачей.

В [4] показано, что эффективным методом активирования процесса спекания является применение нанодисперсных порошков (НП). При уменьшении линейных размеров частиц порошков менее 300 нм качественно изменяются их свойства: устойчивым становится иной тип кристаллической структуры, снижается температура плавления и температура фазовых переходов, повышается теплоемкость и др. НП обладают повышенной диффузионной и химической активностью, обусловленной значительной

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы, проект НК – 616П(8), ГК № П-920.

долей атомов, расположенных в поверхностном слое наночастиц [5, 6]. В связи с этим поведение НП при формировании и спекании существенно отличается от поведения их крупнодисперсных аналогов. Так, в [7] показано, что размер частиц железа и никеля, при котором они становятся бездислокационными, равен соответственно 23 и 140 нм. Отсюда следует, что при прессовании НП отсутствует пластическая деформация частиц, и соответственно прессовки будут иметь пониженную плотность.

Цель работы – исследование процессов формирования и спекания нанопорошков вольфрама и молибдена с добавками нанопорошка никеля и оценка свойств спеченных материалов.

Методика проведения исследований

Для исследований использовали электровзрывные НП W, Mo и Ni с диаметром частиц до 100 нм [8]. НП отжигали в вакуумной печи при температуре 750 °С в течение двух часов. Порошковые шихты получали мокрым смешиванием НП W и Mo с добавкой 1 мас. % НП Ni в этиловом спирте и пластификацией смесей каучуком. Подготовленные шихты формовали методом одноосного прессования, давление прессования составляло 300 МПа. Прессовки спекали в вакууме ($\sim 10^{-4}$ мм рт. ст.) и в аммиачной плазме тлеющего разряда при температуре 1174, 1314, 1450 °С. Стабильность поддержания температуры во время изотермической выдержки при спекании в вакуумной печи составляла ± 2 °С, при спекании в тлеющем разряде ± 10 °С. Такие значения обусловлены характеристиками первичного датчика температуры ТВР и программного регулятора «Протар». Для определения температуры при спекании в тлеющем разряде использовали пирометр «Проминь». Время изотермической выдержки составляло 1 ч.

Использовали следующие методики исследования: измерение плотности прессовок и спеченных образцов с помощью гидростатического взвешивания, изучение микроструктуры, остаточной пористости (металлографический микроскоп «Альтами – М»). Индентирование осуществляли с помощью прибора Nano Indenter G 200. В качестве индентора использовали пирамиду Берковича, нагрузка составляла 500 мН (50 г). Конструкция прибора позволяет выводить диаграмму внедрения индентора на монитор в режиме реального времени. Первичные данные – нагрузка и глубина внедрения пирамиды. По диаграмме внедрения прибор автоматически рассчитывал модуль упругости E_{IT} и микротвердость H_{IT} в соответствии со стандартом ISO 14577. Вдавливание индентора в материал вызывает локальную упругую и пластическую деформацию и приводит к образованию соответствующего отпечатка на определенной глубине h . После снятия нагрузки упругая деформация восстанавливается, что позволяет определить упругие свойства материала.

Экспериментальная первичная кривая «нагрузка – внедрение» (диаграмма внедрения), непрерывно получаемая в процессе индентирования, показана на рис. 1. По диаграмме определяются следующие величины: пиковая нагрузка и глубина внедрения индентора P_{max} и h_{max} , остаточная глубина после разгрузки h_r , и наклон начальной части кривой разгрузки $S = dP/dh$, который характеризует упругую жесткость контакта. При использовании в качестве индентора трехгранной пирамиды Берковича твердость исследуемой поверхности H определяется по следующей формуле:

$$H = P / A = 0,00387 P / h_{max}^2,$$

где P – нагрузка, прилагаемая к испытываемой поверхности, Н; A – площадь отпечатка под нагрузкой, мм²; h_{max} – глубина внедрения индентора, мм.

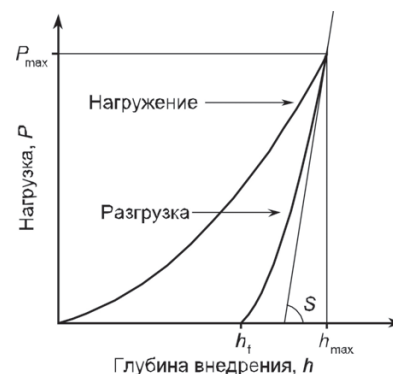


Рис. 1. Кривая «нагрузка – внедрение», получаемая в процессе индентирования

Модуль упругости исследуемого образца E определяется из приведенного модуля E_r , который рассчитывается по формуле

$$E_r = \frac{(S\sqrt{\pi})}{2\beta\sqrt{A}}.$$

Здесь β является константой, которая зависит от геометрии индентора. Для осесимметричного индентора $\beta = 1$, для индентора с квадратным сечением (пирамида Виккерса) $\beta = 1,012$, для индентора с треугольным сечением (пирамида Берковича) $\beta = 1,034$. Окончательно модуль упругости исследуемого материала E рассчитывается с помощью выражения

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i},$$

где ν – коэффициент Пуассона исследуемого материала, E_i и ν_i – модуль упругости и коэффициент Пуассона материала индентора. Для алмаза $E_i = 1141$ ГПа и $\nu_i = 0,07$.

Результаты исследования

В табл. 1 приведены экспериментальные значения плотности прессовок ρ_n и их относительной плотности θ_n . Было получено по три прессовки

каждого состава при одинаковом давлении прессования. Рассчитанные значения плотностей затем усреднялись.

Таблица 1

Плотность прессовок

№ п/п	Состав	$\rho_p, \text{г/см}^3$	$\theta_p, \%$
1	Mo – Ni	6,81	66
2		6,63	64
3		6,70	65
4	Mo	6,67	65
5		6,64	65
6		6,63	65
7	W	11,57	60
8		11,57	60
9		11,64	60
10	W – Ni	12,42	64
11		11,75	61
12		11,74	61

На рис. 2 и в табл. 2 приведены результаты измерения плотности $\rho_{\text{сп}}$, $\theta_{\text{сп}}$ и усадки Y спеченных прессовок, а также данные испытаний на индентирование.

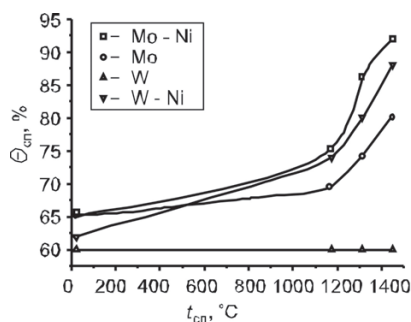


Рис. 2. Зависимость относительной плотности образцов от температуры спекания

Температура спекания 1175 °С соответствовала гомологической $T_{\text{сп}}/T_{\text{пл}} = 0,4$ для W и 0,5 для Mo, 1313 °С – 0,45 и 0,55, 1450 °С – 0,5 и 0,6 соответственно.

Таблица 2

Свойства образцов, спеченных в вакуумной печи

№ п/п	Состав	$t_{\text{сп}}, \text{°C}$	$\rho_{\text{сп}}, \text{г/см}^3$	$\theta_{\text{сп}}, \%$	$Y, \%$	$E_{\text{ГП}}, \text{ГПа}$	$H_{\text{ГП}}, \text{МПа}$
1	Mo–Ni	1450	9,39	92	11,2	264,4	3178
2		1313	8,25	86	8,2	–	–
3		1175	7,65	75	5,2	–	–
4	Mo	1450	8,17	80	7,3	203,2	2315
5		1313	7,67	74	5,4	–	–
6		1175	7,12	69	2,8	–	–
7	W	1450	11,53	60	0,2	–	–
8		1313	11,56	60	0,3	–	–
9		1175	11,62	60	0,4	–	–
10	W–Ni	1450	16,98	88	10,5	322,1	3426
11		1313	15,64	80	8,4	–	–
12		1175	14,47	74	7,0	–	–

В табл. 3 приведены результаты измерения плотности и усадки прессовок, спеченных в аммиачной плазме тлеющего разряда, их модуль упругости и микротвердость.

Таблица 3

Свойства образцов, спеченных в плазме тлеющего разряда

№ п/п	Состав	$t_{\text{сп}}, \text{°C}$	$\rho_{\text{сп}}, \text{г/см}^3$	$\theta_{\text{сп}}, \%$	$Y, \%$	$E_{\text{ГП}}, \text{ГПа}$	$H_{\text{ГП}}, \text{МПа}$
1	Mo–Ni	1450	7,86	77	5,3	257,4	3063
2	Mo		6,83	66	0	172,7	1769
3	W		11,87	61	0	–	–
4	W–Ni		16,33	84	10,4	394,1	4131

На рис. 3. изображены диаграммы внедрения, полученные на спеченных образцах. По наклону кривой разгрузки можно видеть, что наиболее жесткими являются образцы, содержащие добавку никеля. Отпечатки с минимальной глубиной внедрения индентора, которая определяет площадь контакта и твердость материала, также получены на образцах, содержащих никель. Результаты испытаний образцов из вольфрама, не содержащих добавку никеля, не указаны, поскольку данные образцы имели высокую пористость после спекания при температуре 1450 °С.

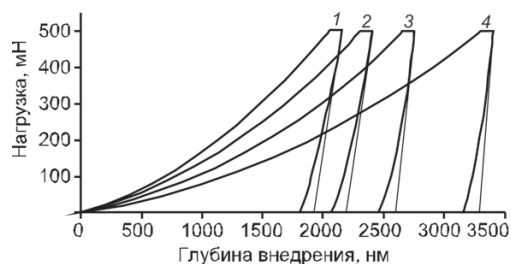


Рис. 3. Диаграммы внедрения образцов:
1 – W–Ni, спекание в плазме; 2 – W–Ni, вакуумное спекание; 3 – Mo – Ni, спекание в плазме; 4 – Mo, спекание в плазме

Обсуждение результатов

При спекании в вакуумной печи и в аммиачной плазме тлеющего разряда образцы вольфрама, не содержащие добавку никеля, практически не уплотнились. Очевидно, что температура 1450 °С ($0,5 T_{\text{пл}}$) недостаточна для твердофазного спекания нанопорошка вольфрама. Молибденовые прессовки спекались при указанных выше температурах, однако имели значительную пористость. Добавление 1 мас. % Ni в виде НП в исходную шихту существенно активировало процесс спекания. Это обусловлено появлением при температуре 1450 °С жидкой фазы – расплава никеля, которая растворяет наночастицы вольфрама в приграничном слое. При изотермической выдержке происходит исчезновение жидкой фазы за счет диффузионных процессов и растворения вольфрама в никеле. Жидкофазное спекание, реализуемое по подобному механизму, резко

активирует процесс уплотнения вследствие сближения центров спекаемых наночастиц вольфрама.

Для объяснения активированного спекания НП авторами работ [9, 10] была предложена флуктуационная модель спекания, суть которой заключается в том, что начальная стадия спекания определяется флуктуационным плавлением наночастиц, термодинамические параметры которых подвержены флуктуациям. В [11] было показано, что данная модель хорошо описывает начальную стадию спекания при условии, что флуктуационно расплавленная частица объединяется с одной соседней частицей максимального объема.

Таким образом, активированное спекание НП W и Mo в присутствии малых добавок НП Ni может быть описано в рамках флуктуационной модели: расплавляющиеся наночастицы никеля объединяются с наночастицами вольфрама и молибдена, протекают диффузионные процессы, происходит растворение вольфрама и молибдена в никеле в приграничном слое наночастиц с исчезновением жидкой фазы.

Сравнение результатов спекания прессовок из НП W – Ni в вакууме и в аммиачной плазме тлеющего разряда показало, что во втором случае образцы примерно при одинаковой плотности имели более высокие значения модуля упругости и особенно микротвердости. Модуль упругости спеченного легированного никелем вольфрама близок к табличному (398 ГПа) [12]. Этот эффект объясняется тем, что спекание порошковых прессовок в плазме тлеющего разряда в значительной мере активируется прохождением через спекаемый объект электрического тока и бомбардировкой его поверхности ионами плазмы, что было показано в работах [13, 14].

Выводы

Исследованы процессы формирования и спекания нанопорошков вольфрама и молибдена с добавками нанопорошка никеля, определены плотность, усадка, модуль упругости и микротвердость спеченных образцов. Установлено положительное влияние добавки нанопорошка никеля на процесс уплотнения прессовок при спекании, которое приводит к повышению механических свойств спеченных тугоплавких металлов.

Показано, что образцы, полученные прессованием нанопорошка вольфрама с добавкой нанопорошка никеля и спеканием в плазме тлеющего разряда, имеют

более высокие значения модуля упругости и твердости (394,1 ГПа и 4131 МПа) по сравнению с образцами, спеканными в вакуумной печи (322,1 ГПа и 3426 МПа).

Список литературы

1. *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. – В 2 кн.: Кн. 2 / под ред. Р.Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
2. *Стороженко П.А., Гусейнов Ш.Л., Малаших С.И.* // Российские нанотехнологии. – 2009. – Т. 4. – № 1 – 2. – С. 27–39.
3. *Зеликман А.Н., Кориунов Б.Г.* Металлургия редких металлов. – М.: Металлургия, 1991. – 432 с.
4. *Матренин С.В., Ильин А.П., Слосман А.И., Толбанова Л.О.* Спекание нанодисперсного порошка железа // Перспективные материалы. – 2008. – № 5. – С. 81–87.
5. *Гусев А.И.* Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. – Екатеринбург: УроРАН, 1998 – 198 с.
6. *Ремпель А.А.* Нанотехнологии, свойства и применение наноструктурированных материалов // Успехи химии. – 2007. – Т. 76. – № 5. – С. 474–500.
7. *Грязнов В.Г., Капрелов А.М., Романов А.Е.* О критической устойчивости дислокаций в монокристаллах // Письма в ЖТФ. – 1989. – Т. 15. Вып. 2. – С. 39–44.
8. *Назаренко О.Б.* Электровзрывные нанопорошки: получение, свойства, применение / под ред. А.П. Ильина. – Томск: Изд-во Томск. политехн. ун-та, 2005. – 148 с.
9. *Степанов Ю.Н., Алымов М.И.* Расчет скорости усадки на первой стадии спекания компактов из ультрадисперсных порошков // ФХОМ. – 2001. – № 6. – С. 76–78.
10. *Степанов Ю.Н., Алымов М.И., Мальтина Е.И.* Ультрадисперсные металлические порошки: модель начальной стадии спекания // Металлы. – 1995. – № 1. – С. 127–132.
11. *Степанов Ю.Н.* Закономерности объединения наночастиц при их флуктуационном плавлении на начальной стадии спекания // Российские нанотехнологии. – 2007. – Т. 2. – № 1. – С. 133–135.
12. *Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
13. *Слосман А.И., Матренин С.В.* Электроразрядное спекание керамики на основе диоксида циркония // Огнеупоры. – 1994. – № 9. – С. 24–27.
14. *Матренин С.В., Слосман А.И., Мячин Ю.В.* Спекание железотитанового сплава в аммиачной плазме тлеющего разряда // Металловедение и термическая обработка металлов (МИТОМ). – 2007. – № 6. – С. 17–23.

Research of processes of pressing and sintering nanopowders of tungsten and molybdenum

S.V. Matrenin, B.B. Ovechkin, D.D. Sadilov, O.S. Lyakhova

The results of doped with nickel nanopowder tungsten and molybdenum nanopowders forming and sintering processes are presented, density, shrink, modulus of elasticity and microhardness of sintered samples are tested. The positive influence of nickel nanopowder addition on pressed samples consolidation process when sintering is established raising mechanical properties of refractory metals is installed.

Key words: refractory metals, tungsten, molybdenum, nanopowder, sintering, indentation.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ СВС-КОМПОЗИТОВ*

*А.А. СИТНИКОВ, доктор техн. наук, профессор,
В.И. ЯКОВЛЕВ, канд. техн. наук, доцент,
М.Н. СЕЙДУРОВ, канд. техн. наук, ст. преподаватель,
М.Е. ТАТАРКИН, аспирант,
А.В. СОБАЧКИН, аспирант,
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)
Н.В. СТЕПАНОВА, аспирант,
И.Ю. РЕЗАНОВ, магистрант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 августа 2011 года

Яковлев В.И. – 656038, Алтайский край, г. Барнаул, пр. Ленина, д. 46,
ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова»,
e-mail: yak1961@yandex.ru

Настоящая работа посвящена исследованию тонкой структуры и фазового состава наплавленных покрытий, полученных из порошков механоактивированных СВС-композиций и установлению зависимости структуры и свойств покрытия с его химическим составом.

Ключевые слова: композиционный материал, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), механоактивационная обработка, дуговая наплавка.

Введение

Разработка технологии дуговой наплавки порошковыми проволоками износостойких покрытий рабочих органов почвообрабатывающих машин и других деталей, работающих в сложных условиях трения, с использованием новых сварочных материалов – одна из самых актуальных задач в современном сельскохозяйственном и машиностроительном производстве.

Одним из перспективных методов получения порошков композиционных материалов в настоящее время является проведение реакций самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в металлических матрицах [1].

Наличие в структуре наплавленного слоя карбидов тугоплавких металлов (TiC, NbC, VC, WC, MoC) повышает твердость и износостойкость металла, работающего в условиях абразивного изнашивания.

Легирование тугоплавкими карбидными соединениями позволяет значительно упростить регулирование структуры матрицы сплава, так как при этом

перераспределение легирующих элементов между упрочняющей фазой и матрицей замедляется.

Карбид титана обладает наиболее высокой температурой плавления, а также твердостью из всех широко применяемых для легирования карбидов тугоплавких металлов [2]. Структура наплавленного металла при комплексном способе легирования готовым соединением карбида титана обеспечивает высокую износостойкость и твердость сплава по сравнению с отдельным способом введения карбида титана [3].

Цель работы – изучение тонкой структуры, фазового состава и свойств покрытий, полученных дуговой наплавкой из порошков механоактивированных СВС-композиций состава TiC+X % Me (P6M5, ПР-Н70Х17С4Р4-3).

Методика проведения исследований

Дуговая наплавка в три прохода осуществлялась на подложку из стали 45 трубчатым порошковым электродом, содержащим: 1) TiC+P6M5 (X % масс.) –

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (Гос. контракт № 14.740.12.0858).

СВС-механокомпозит; 2) TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3 (X % масс.) – СВС-механокомпозит. Степень разбавления металлом матрицы составляла от 80 до 20 % с шагом 10 %.

Электрод для наплавки представлял собой стальную трубку наружным диаметром 7 мм с толщиной стенки 1 мм, заполненную экспериментальным порошковым составом. На наружную поверхность порошкового электрода с помощью жидкого стекла наносили покрытие рутилового типа.

При проведении исследований использованы методы металлографического (Carl Zeiss AxioObserver A1m), электронно-оптического и спектрального анализа фазового состава (Carl Zeiss EVO 50 XVP с микроанализатором EDS X-Act «OXFORD»). При исследовании 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 %-м KOH. Для определения общего характера внутреннего строения матрицы СВС-механокомпозитов микрошлифы подвергались электрохимическому травлению раствором 15 %-й хлорной кислоты в уксусной кислоте «ледянке» (время травления 30 с; источник постоянного тока, напряжение 3 В).

Свойства наплавленного металла оценивали по твердости и весовому износу покрытий в результате взаимодействия трущихся поверхностей по ГОСТ 17367-71. Для измерения твердости использовался микротвердомер для проведения испытаний по Виккерсу 402MVD.

Исследования по определению весового износа покрытий проводились на гладких цилиндрических образцах диаметром 10 и высотой 15 мм. Для снижения шероховатости поверхностей, полученных наплавкой, и достижения пятна контакта, равного площади образцов, выполнялась их предварительная притирка до значения $Ra = 1,25$ мкм. Перед каждым циклом испытаний образцы промывали и просушивали для удаления пыли и продуктов износа.

В качестве испытательного оборудования использовалась машина трения, предназначенная для испытаний различных фрикционных и смазочных материалов на трение и износ с максимальным моментом трения 40 Н·м и максимальной частотой вращения шпинделя 3000 мин^{-1} . Для определения весового износа использовались аналитические весы ВЛР-200 второго класса с точностью измерения до 0,05 мг.

При испытаниях задавались следующие параметры: 1) длина пути для каждого образца – 49 м; 2) нагрузка, создаваемая на образце, 2 кг; 3) скорость вращения диска с абразивной шкуркой – 120 об/мин; 4) время одного испытания образца – 60 с.

Диск диаметром 200 мм применялся с использованием абразивной листовой шкурки марки Л2Э620×50С115А25-ВМА ГОСТ 6456-82. В качестве абразивного материала был использован электрокорунд нормальный А15 зернистостью 25 по ГОСТ 3647-71.

Результаты исследований и их обсуждение

Распределение карбидной фазы и микроструктуру наплавленного покрытия изучали сначала на образцах, полученных из порошков СВС-механокомпозитов состава TiC+80 % Me (P6M5, ПР-Н70Х17С4Р4-3). Установлено, что химический состав металла матрицы сильно влияет на размеры, форму и количество карбидной фазы [4].

В наплавленном металле покрытий из порошков типа TiC+P6M5 (80 % масс.) были обнаружены одиночные мелкие карбиды титана кубической формы и их цепочки по границам зерен (рис. 1, а). Значения микротвердости в покрытиях превышают показатели в основном металле в 1,5–2 раза, пиковые значения составляют в пределах 600 HV.

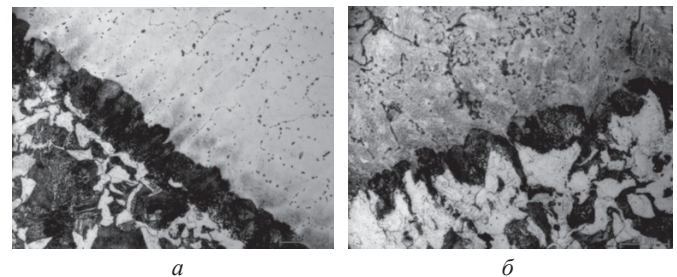


Рис. 1. Микроструктура наплавленного металла из порошков СВС-механокомпозитов состава TiC+80 % Me: а – P6M5; б – TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3

Проведение металлографических исследований на образцах с матрицей типа TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3 (80 % масс.) показало, что в наплавленном металле выделяются карбидные частицы различной формы. Вместе со строчками карбидов и их единичными включениями кубической формы в структуре покрытия преимущественно присутствуют карбиды больших размеров неправильной формы, не имеющие ориентировки (рис. 1, б). Имеет место более неоднородное состояние наплавленного металла, так как крупные карбидные частицы располагаются непосредственно в теле зерна. Пиковые значения микротвердости в покрытии составляют от 500 до 800 HV.

Установлено, что по мере уменьшения степени разбавления СВС-механокомпозита состава TiC+X % Me (P6M5, ПР-Н70Х17С4Р4-3) металлом матрицы значительно возрастает количество крупных карбидных частиц различной формы, выделяющихся внутри зерна (рис. 2). При этом использование при

наплавке матрицы типа TiC+P6M5 (X % масс.) приводит к тому, что мелкие карбиды выпадают преимущественно по границам в виде сетки.

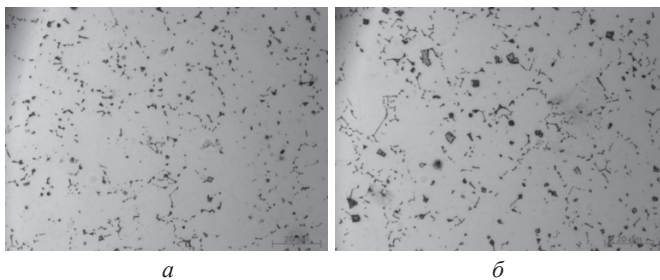


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла из порошков СВС-механокомпозитов состава TiC+P6M5 (X % масс.): а – 60; б – 20

Для детального рассмотрения морфологии титаносодержащих включений были проведены электронно-оптический и спектральный анализы фазового состава, подтвердившие наличие нескольких видов карбида титана в наплавленном металле.

На рис. 3 отчетливо видна общая доля карбидных частиц титана. Это одиночные крупные карбиды кубической и неправильной формы, а также мелкие карбиды и их цепочки.

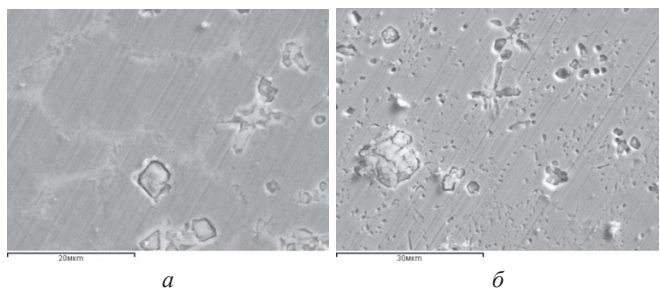


Рис. 3. Распределение карбида титана в наплавленном металле из порошков СВС-механокомпозитов состава TiC+80 % Me: а – P6M5; б – ПР-Н70Х17С4Р4-3

В процессе наплавки металлическая матрица СВС-механокомпозитов, в первую очередь, подвергается плавлению под воздействием высоких температур сварочной дуги, предохраняя тем самым карбид титана от диссоциации. Термодинамически устойчивые соединения карбида титана крупных размеров попадают в расплавленную ванну жидкого металла холодными, являясь дополнительными центрами кристаллизации, что приводит к измельчению зерен наплавленного металла.

Установлено, что в структуре наплавленных образцов, полученных из порошков СВС-механокомпозитов на основе смеси TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3 (80 % масс.), преобладают именно карбидные включения титана неправильной формы по сравнению с кубической (рис. 3, б).

Для определения химического состава и размеров карбидных частиц титана различной формы, образо-

вавшихся в наплавленных покрытиях, были проведены дополнительные исследования тонкой структуры. Результаты растровой электронной микроскопии с энергодисперсионным анализом в микроточке представлены на рис. 4 и в табл. 1.

Полученные экспериментальные данные по микроанализу (табл. 1) свидетельствуют о том, что в наплавленном металле зерно карбида титана претерпевает существенные изменения и представляет собой нестехиометрический карбид TiC с возможностью образования упорядоченных фаз типа: Ti₂C, Ti₃C₂ и Ti₆C₅ с кубической и ромбической симметрией.

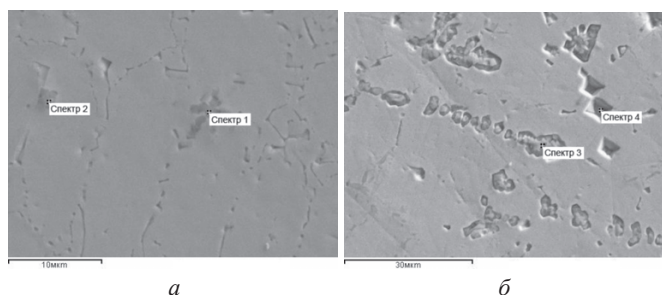


Рис. 4. Микроструктура и морфология частиц механокомпозитов в покрытиях состава TiC+80 % Me: а – P6M5; б – TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3

Таблица 1

Весовое распределение химических элементов в частицах механокомпозитов покрытий TiC+80 % Me (P6M5, ПР-Н70Х17С4Р4-3)

Химический элемент	Весовой %			
	TiC+P6M5		TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3	
	спектр 1	спектр 2	спектр 3	спектр 4
C	10,16	5,89	18,17	22,06
Ti	72,75	41,98	72,17	54,34
Fe	16,36	24,62	7,83	20,12

Таким образом, использование для дуговой наплавки порошков СВС-механокомпозитов состава TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3 (X % масс.) дает возможность получать в структуре металла покрытия, наряду с мелкими карбидами титана, преимущественно крупные кубической и неправильной формы и в больших количествах, чем при наплавке порошков типа TiC+P6M5 (X % масс.). Причем наличие большого количества крупных карбидов титана, выделяющихся в теле зерен и значительно измельчающих структуру, объясняется более интенсивным переходом титана и углерода из порошкового электрода в наплавленный металл покрытия. Следовательно, полученная структура наплавленного металла должна обеспечивать высокую износостойкость и твердость покрытия.

Исследования по определению весового износа покрытий в зависимости от степени разбавления металлом матрицы проводились на наплавленных покрытиях из порошков механоактивированных СВС-композитов состава TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3 (Х % масс.). Результаты приведены в табл. 2.

Таблица 2

Весовой износ наплавленных покрытий из порошков СВС-механокомпозитов TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3 (Х % масс.)

Номер серии испытания	Степень разбавления металлом матрицы, % масс.			
	80	70	60	50
Весовой износ, г				
1	0,618	0,281	0,233	0,184
2	0,416	0,237	0,222	0,206
3	0,448	0,372	0,269	0,165
4	0,385	0,279	0,241	0,229
5	–	0,295	0,219	0,158

Установлено, что наплавленные покрытия из порошков СВС-механокомпозитов состава TiC+Х % ПР-Н70Х17С4Р4-3 с 80 %-й степенью разбавления металлом матрицы имеют меньшую сопротивляемость изнашиванию, что можно объяснить более высоким содержанием металла матрицы. При снижении степени разбавления металлом матрицы композита повышается интенсивность перехода карбидообразующих элементов из порошков СВС-механокомпозитов в наплавленный металл, что обеспечивает повышение износостойкости и твердости покрытия.

Следовательно, химический состав металлической матрицы порошков механоактивированных СВС-композитов напрямую влияет на размер, форму

и характер распределения карбида титана в структуре наплавленного металла, что определяет износостойкость и твердость покрытия в целом.

Выводы

1. В результате механоактивационной обработки компонентов порошка TiC+Х % Me, проведения реакции СВС и дуговой наплавки в структуре покрытия формируются карбидные частицы различной стехиометрии TiC в объеме металлической матрицы (Р6М5, ПР-Н70Х17С4Р4-3), что свидетельствует о возможности управления структурой изменением вида и содержания металла матрицы.

2. Наибольшая износостойкость достигается при наплавке покрытия из порошков механоактивированных СВС-композитов состава TiC+ПР-Н70Х17С4Р4-3 (Х % масс.) с меньшей степенью разбавления металлом матрицы.

Список литературы

1. *Шлифовальный* инструмент на основе силикокарбида титана / Г.И. Смагин, В.Н. Филимоненко, Н.Д. Яковлев, М.А. Корчагин, В.Ю. Скиба // *Обработка металлов*. – 2011. – № 1. – С. 27–30.
2. *Гольдшмидт Х. Дж.* Сплавы внедрения / пер. с англ. – М.: Мир, 1971. – Вып. 1. – 138 с.
3. *Каковкин О.С.* Особенности легирования наплавленного металла карбидом титана при дуговой износостойкой наплавке / О.С. Каковкин, Ю.Д. Дарахвелидзе, Г.Г. Старченко // *Сварочное производство*. – 1989. – № 5. – С. 41–42.
4. *Исследование* структуры наплавленных покрытий из механоактивированных СВС-композитов на основе смеси TiC+Х%Me / А.А. Ситников, В.И. Яковлев, М.Н. Сейдуоров, Ю.Н. Камышов, И.Ю. Головин // *Ползуновский альманах*. – 2010. – № 1. – С. 157–160.

Structure and properties of powder coatings weld mechanical activation of shs-composites

A.A. Sitnikov, V.I. Yakovlev, M.N. Seidurov, M.E. Tatarkin, A.V. Sobachkin, N.V. Stepanova, I.U. Rezanov

This paper studies the fine structure and phase compositions of deposited coatings obtained from powders mechanically activated SHS-composites and establish the dependence of the structure and properties of the coating to its chemical composition.

Key words: composite material, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), the mechanical activation treatment, arc welding.

ВЛИЯНИЕ СРЕДНЕГО РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПАРАМЕТРЫ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО АНСАМБЛЯ СПЛАВА Ni_3Fe В СОСТОЯНИИ С БЛИЖНИМ АТОМНЫМ ПОРЯДКОМ*

*Е.В. КОНОВАЛОВА, канд. физ.-мат. наук, доцент
(СурГУ, г. Сургут)*

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

С.В. ВЕСЕЛОВ, канд. техн. наук, доцент

*А.А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 августа 2011 года

Коновалова Е. В. – 628400, г. Сургут, пр. Ленина, 1,
Сургутский государственный университет, e-mail: knv123@yandex.ru

Методами оптической металлографии исследована зеренная структура сплава Ni_3Fe , полученного при разных режимах рекристаллизационных отжигов. Установлено, что принципиальная схема строения поликристалла Ni_3Fe в состоянии с ближним порядком не зависит от режима отжигов. Поликристалл состоит из зерен, ограниченных границами общего типа и содержащих внутри специальные границы. Выделены наиболее типичные схемы расположения специальных границ в зернах, ограниченных границами общего типа. Проанализированы особенности зеренной структуры в образцах со средним размером зерен 10 мкм. В интервале значений размеров зерен 10...215 мкм определена зависимость среднего числа специальных границ в зернах, ограниченных границами общего типа, от среднего размера зерна. Построены спектры границ общего и специального типов в зависимости от относительной энергии. Установлено, что средние значения относительной энергии границ специального типа и доля когерентных двойников в интервале значений среднего размера зерна 10...215 мкм постоянны.

Ключевые слова: поликристалл, средний размер зерна, специальные границы, границы общего типа, энергия специальных границ.

Введение

Известно, что путем вариации температуры и длительности отжига можно изменять средний размер зерен. В частности, для сплава Ni_3Fe такие режимы подобраны экспериментально в [1]. К настоящему времени известно, что в процессе собирательной рекристаллизации происходят миграция и расщепление границ [2]. Средний размер зерен определяется скоростью их роста. В твердых растворах скорость роста значительно снижается из-за уменьшения скорости миграции границ зерен [2].

Авторы [3] предполагают, что механизмы рекристаллизации зависят от величины энергии дефекта упаковки. Так, в чистых металлах с низкой энерги-

ей дефекта упаковки (менее 20 мДж/м²) происходит множественное двойникование с образованием двойниковых границ n -го порядка.

В [4] обнаружено двойникование путем расщепления границ также и в металлах с высокой энергией дефекта упаковки. Полагают [5], что средний размер зерна влияет на параметры зернограничного ансамбля: так, с увеличением температуры и длительности отжига возрастает доля двойниковых границ.

Поэтому представляет интерес исследовать зернограничные ансамбли в одном и том же сплаве, полученные при разных режимах отжига и, следовательно, имеющие различный средний размер зерна, и выяснить, влияет ли средний размер зерна на параметры зеренной структуры.

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (Гос. контракт № 14.740.12.0858).

Методика проведения исследований

В качестве материала исследования был выбран сплав Ni_3Fe в состоянии с ближним порядком с средним размером зерна: 10, 40, 127 и 215 мкм. Под средним размером зерна здесь понимается среднее расстояние между ближайшими границами любого типа. Подготовка образцов включала следующие этапы после плавки: гомогенизирующий отжиг, прокатка и два отжига при различных режимах [1]. Исследование проводилось методом оптической металлографии. Предварительно электролитически отполированные в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте образцы подвергались электролитическому травлению в «царской водке». Идентификация границ зерен проводилась с использованием результатов электронно-микроскопического и оптического исследований границ зерен в сплаве Ni_3Fe со средним размером зерен 40 мкм [6]. Было установлено [6], что близкими к специальным границам (СГ) являются прямолинейные и фасетированные границы; границами общего типа могут быть как прямолинейные, так и криволинейные границы. При травлении в «царской водке» было обнаружено, что границы разного типа имеют разную степень растравленности: наиболее растравленными являются границы общего типа. Это также использовалось при идентификации типов границ зерен. Границы общего типа, как правило, имеют замкнутый контур и образуются в процессе рекристаллизации, имеющей место при гомогенизирующем отжиге [2]. Учитывая это, зерна, ограниченные границами общего типа, были названы материнскими зернами (МЗ) [7]. Часть этих зерен содержит специальные границы. Методом секущей [8] измерялись расстояния (D) между границами общего типа, образующими замкнутый контур, и расстояния (d) между ближайшими границами зерен. Строились распределения $\delta-D$ для МЗ и $\delta-d$ для расстояний между ближайшими границами.

Среднее число специальных границ в МЗ определялось по формуле

$$\bar{n} = \sum_{i=1}^N \delta_i n_i, \quad (1)$$

где n_i – число границ специального типа в МЗ, равное 1, 2...N; δ_i – доля МЗ, содержащих n_i число границ специального типа. Для оценки энергии границ зерен был выполнен анализ тройных стыков, состоящих из двух границ общего типа и одной специальной. Эти стыки были использованы для оценки энергии границ в соответствии с соотношением [9]

$$\frac{\gamma_1}{\sin \alpha_1} = \frac{\gamma_2}{\sin \alpha_2} = \frac{\gamma_3}{\sin \alpha_3}, \quad (2)$$

где $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$ – удельные энергии границ в тройном стыке; $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ – противоположные углы в стыке. Для оценки абсолютного значения энергии границы с использованием (2) необходимо знать абсолютное значение энергии одной из границ в тройном стыке. Применить (2) можно для оценки энергии границ относительно максимальной энергии границ общего типа:

$$\frac{\gamma_x}{\gamma_{\max}} = \sin \alpha_x, \quad (3)$$

где γ_x – энергия границы; γ_{\max} – максимальная энергия границ общего типа; α_x – соответствующий противоположащий угол в тройном стыке.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные исследования показали, что схемы зеренных структур в исследуемых образцах подобны. Поликристалл состоит из зерен, ограниченных криволинейными границами, часть которых содержит фасетированные границы или пластинчатые двойники. Границы общего типа образуют замкнутые поверхности, окружая МЗ [7]. В свою очередь, МЗ встречаются двух типов: содержащие границы специального типа и не содержащие их. На рис. 1, а в качестве примера представлена фотография зеренной структуры сплава Ni_3Fe с \bar{d} , равным 10 мкм. Как видно из рис. 1, а, МЗ отличаются взаимным расположением границ специального типа.

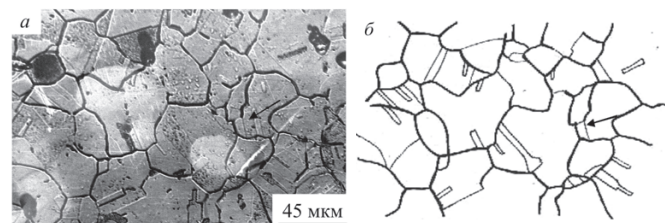


Рис. 1. Зеренная структура сплава Ni_3Fe с \bar{d} , равным 10 мкм (а), и ее схема (б)

Выделим основные типы МЗ, которые характерны для сплава Ni_3Fe с любым \bar{d} : 1) без специальных границ; 2) с фасетированными границами, которые простираются через все МЗ; 3) с двойниками; 4) с фасетированными границами, которые начинаются и заканчиваются на одном участке границы общего типа; 5) с пластинчатыми двойниками; 6) с замкнутым двойником, залегающим внутри МЗ. МЗ размером меньше среднего в исследованных образцах, как правило, вовсе не содержат специальных границ. Крупные МЗ чаще всего имеют несколько специальных границ. В образцах с \bar{d} , равным 10 мкм, также наблюдаются и более сложные схемы расположения границ (рис. 1, а, б). Характерной особен-

Параметры ансамблей МЗ в исследуемых образцах сплава Ni₃Fe

\bar{d} , мкм	Типы МЗ и их характеристики										
	все МЗ			МЗ с СГ				МЗ без СГ			
	D_{cp} , мкм	σ , мкм	σ/D_{cp}	δ	D_{cp} , мкм	σ , мкм	σ/D_{cp}	δ	D_{cp} , мкм	σ , мкм	σ/D_{cp}
10	23,8	15,5	0,65	0,75	28,0	15,4	0,55	0,25	11,1	5,5	0,50
40	81,1	60,3	0,74	0,54	96,5	69,7	0,62	0,46	63,7	40,0	0,63
127	290,9	152,6	0,63	0,58	325,5	162,7	0,50	0,42	211,4	85,3	0,50
215	408,4	220,0	0,54	0,60	475,6	227,2	0,48	0,40	325,3	189,0	0,58

ностью их расположения является наличие тройных стыков, в которых одна граница общего типа и две специальные (указано стрелками на рис. 1, а). В таких случаях затруднительно выделить МЗ. Как правило, контур из границ общего типа, ограничивающий МЗ, является замкнутым. При наблюдении тройных стыков, в которых встречаются одна граница общего типа и две специальные, контур из границ общего типа замкнут специальной. Доля таких МЗ равна 0,3. Также отличительной деталью поликристалла сплава Ni₃Fe со средним размером зерен 10 мкм является присутствие расщепленных границ специального типа, т. е. тройных стыков из специальных границ.

Анализ распределений МЗ в зависимости от их размера показал, что все распределения имеют логарифмически нормальный характер. Это означает случайное расположение МЗ как содержащих специальные границы, так и не содержащих их в объеме поликристалла. Данные статистического анализа зернограницных ансамблей приведены в табл. 1, в которой даны средние размеры МЗ (D_{cp}), содержащих и не содержащих специальные границы, их дисперсии (σ), относительные дисперсии (σ/D_{cp}) и доли МЗ (δ). Из табл. 1 видно, что в мелкозернистом образце сплава Ni₃Fe (10 мкм) доля МЗ, содержащих специальные границы, значительно выше, чем в образцах с большим \bar{d} . Наименьшее значение доли МЗ со специальными границами наблюдается в образцах с \bar{d} , равным 40 мкм. По мере возрастания \bar{d} доля МЗ со специальными границами начинает увеличиваться, а относительная дисперсия при этом уменьшается. Значения относительных дисперсий для МЗ без специальных границ с ростом \bar{d} ведут себя аналогично. Оценка среднего числа специальных границ в МЗ с использованием формулы (1) показала, что в мелкозернистом образце сплава Ni₃Fe (10 мкм) наблюдается максимальное значение этого параметра (рис. 2). При \bar{d} , равном 40 мкм, наблюдается резкое снижение n . Дальнейший рост \bar{d} приводит к плавному увеличению среднего числа специальных границ в МЗ.

Анализ распределений расстояний между ближайшими границами разного типа подтвердил четко

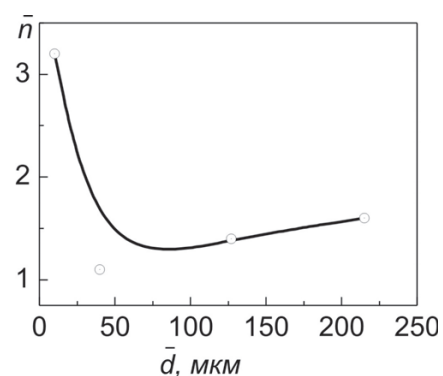


Рис. 2. Зависимость среднего числа специальных границ в МЗ от среднего размера зерна

выраженную структуру МЗ, являющихся основой формирования поликристаллов сплава Ni₃Fe. Распределение между границами общего типа близко к логарифмически нормальному. Это означает достаточно случайное расположение границ общего типа в объеме поликристалла. Распределение границ специального типа имеет экспоненциальный характер. Следовательно, образование границ специального типа детерминировано. Формирование границ специального типа является особым рекристаллизационным процессом, снижающим уровень внутренних напряжений в поликристаллах и создающим текстуру материала. Распределение между границами общего и специального типа также носит экспоненциальный характер.

Распределения границ в тройных стыках, содержащих две границы общего типа и одну специальную, в зависимости от относительной энергии для образцов со средним размером зерен 10 и 127 мкм представлены на рис. 3. Видно, что распределения $\delta - \gamma/\gamma_{max}$ практически не отличаются, особенно спектры границ общего типа. Распределения границ специального типа имеют ярко выраженный одномодальный характер. Значения относительной энергии границ зерен в исследуемых стыках приведены в табл. 2. Из данных табл. 2 видно, что значения средней относительной энергии специальных границ в исследуемых образцах одинаковы. Следовательно, энергия специальных границ не зависит от \bar{d} . В исследуемых образцах часть специальных границ имеют

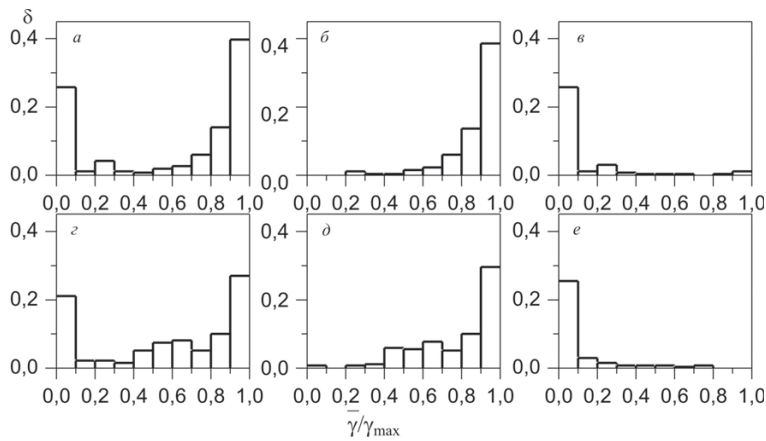


Рис. 3. Распределение границ зерен в зависимости от относительной энергии в тройных стыках, содержащих две границы общего типа и одну специальную в Ni_3Fe $\bar{d} = 10$ мкм (а, б, в) и $\bar{d} = 127$ мкм (з, д, е): а, з – всех границ; б, д – границ общего типа; в, е – специальных границ

относительную энергию в интервале 0,02...0,1, и следовательно, являются когерентными двойниковыми границами с параметрами $\Sigma 3$ 60° [111] [4, 6]. Доля этих границ от среднего размера зерна также не зависит. Следовательно, склонность к термическому двойникованию в Ni_3Fe в состоянии с ближним атомным порядком и с разным \bar{d} одинакова. Во всех исследованных образцах наблюдается перекрытие спектров границ общего и специального типов в интервале значений относительной энергии 0,2...0,8. В сплаве Ni_3Fe со средним размером зерна 10 мкм наблюдаются границы специального типа со значением относительной энергии в интервале 0,8...1. Доля таких границ составляет 0,05.

Таблица 2

Средние значения относительной энергии границ зерен ($\bar{\gamma}/\gamma_{\max}$) в тройных стыках, содержащих две границы общего типа и одну специальную, их среднеквадратичные отклонения (σ) и доля низкоэнергетических специальных границ ($\delta_{\Sigma 3}$)

\bar{d} , мкм	Тип границ	$\bar{\gamma}/\gamma_{\max}$	σ	$\delta_{\Sigma 3}$
10	ОТ и СТ	0,63	0,39	0,26
	ОТ	0,86	0,12	
	СТ	0,10	0,21	
40	ОТ и СТ	0,64	0,40	0,26
	ОТ	0,92	0,09	
	СТ	0,10	0,12	
127	ОТ и СТ	0,60	0,37	0,26
	ОТ	0,80	0,21	
	СТ	0,10	0,16	
215	ОТ и СТ	0,61	0,41	0,26
	ОТ	0,88	0,13	
	СТ	0,10	0,19	

Полагают [10], что для магнитных материалов в процессах кристаллизации и рекристаллизации магнитная энергия играет важную роль. Сплав Ni_3Fe в состоянии с ближним порядком является сильным ферромагнетиком [10]. Экспериментально было показано [10], что вблизи границ зерен размеры магнитных доменов значительно меньше, чем в теле зерна. Причем с уменьшением среднего размера зерна этот эффект усиливается. Вероятно, наблюдаемые особенности в зеренной структуре сплава Ni_3Fe со средним размером зерен 10 мкм обусловлены спецификой магнитной доменной структуры при данном размере зерна.

Выводы

1. Принципиальные схемы поликристаллов сплава Ni_3Fe с разным средним размером зерна качественно подобны: поликристалл состоит из МЗ, ограниченных границами общего типа и содержащих внутри специальные границы.
2. Выделены основные типы МЗ: 1) без специальных границ; 2) с фасетированными границами, которые простираются через все МЗ; 3) с двойниками; 4) с фасетированными границами, которые начинаются и заканчиваются на одном участке границы общего типа; 5) с пластинчатыми двойниками; 6) с замкнутым двойником, залегающим внутри МЗ.
3. В мелкозернистых образцах (10 мкм) наблюдаются тройные стыки двух типов: 1) тройные стыки, в которых одна граница общего типа и две границы специального; 2) тройные стыки из границ специального типа.
4. С увеличением среднего размера зерна от 40 до 215 мкм наблюдается возрастание среднего числа специальных границ в МЗ.
5. Мелкозернистым образцам (10 мкм) соответствует наибольшее значение среднего числа границ специального типа в МЗ, что свидетельствует о специфике строения зернограницного ансамбля при мелком зерне и влиянии структуры магнитных доменов.
6. Энергетические спектры границ общего типа не зависят от среднего размера зерна в интервале его значений 10...215 мкм. В образцах со средним размером зерна больше 40 мкм энергетические спектры специальных границ оказываются подобными.
7. Средние значения относительной энергии границ специального типа и доля когерентных двойников в интервале значений среднего размера зерна 10...215 мкм постоянны.

Список литературы

1. *Arko A.C., Liu Y.H.* The effect of the Hall-Petch behavior in Ni₃Fe // *Met.Trans.* – 1971. – Vol. 2. – № 7. – P. 1875–1888.
2. *Горелик С.С.* Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 578 с.
3. *Рыбин В.В., Титовец Ю.Ф., Теплитский Д.М., Золотаревский Н.Ю.* Разориентация зерен в поликристаллах // *ФТТ.* – 1981. – Т. 23. – № 7. – С. 2000–2005.
4. *Андреева А.В., Фионова Л.К.* Низкоэнергетические ориентации границ зерен в алюминии // *ФММ.* – 1981. – Т. 52. – № 3. – С. 539–602.
5. *Кайбышев О.А., Валиев Р.З.* Границы зерен и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 212 с.

6. *Перевалова О.Б., Конева Н.А., Козлов Э.В.* Изменение кристаллографической структуры границ зерен при фазовом переходе порядок-беспорядок // *Изв. вузов. Физика.* – 1992. – № 7. – С. 3–10.
7. *Перевалова О.Б., Конева Н.А., Козлов Э.В.* Зеренная структура сплава Ni₃Fe // *Изв. вузов. Физика.* – 1999. – № 11. – С. 34–42.
8. *Чернявский К.С.* Стереология в металлургии. – М.: Металлургия, 1977. – 279 с.
9. *Глейтер Г., Чалмерс Б.* Большеугловые границы зерен. – М.: Мир, 1975. – 374 с.
10. *Вонсовский С.В.* Магнетизм. – М.: Наука, 1971. – 1032 с.

Effect of the average grain size on the grain boundary parameters of an ensemble in ni₃fe alloy with the short-range order

E.V. Konovalova, A.I. Smirnov, S.V. Veselov, A.A. Nikulina

Investigation of the grain structure of Ni₃Fe alloys is carried out by optical metallography. It was established that the common scheme of the structure of the polycrystal with a short-range order parameter does not depend on the annealing regimes. Polycrystals consist of grains, which are limited by the boundaries of the random types and the special boundaries inside them. The typical location schemes of the special boundaries in the grains limited by the boundaries of the random types are defined. The features of the grain structure are considered in samples with an average grain size of 10 microns. The average number of special boundaries in the grains with boundaries of the random type is determined by the dependence of average grain size in the interval of 10–215 micron grain size. Spectra constructed boundaries of random and special types according to the relative energy. It was established that the average relative energy of the boundaries of a special type of coherent twins and share in the range of average grain size 10–215 microns are constant.

Key words: polycrystal, average grain size, special boundaries, random boundaries, energy of special boundaries.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ*

И.А. КУРЗИНА, канд. хим. наук, доцент,

*И.А. БОЖКО, канд. физ.-мат. наук, доцент
(ТГАСУ, г. Томск)*

*Г.А. ВЕРШИНИН, канд. физ.-мат. наук, доцент
(ОмГУ, г. Омск)*

*А.И. СМЕРНОВ, канд. техн. наук, доцент,
В.А. БАТАЕВ, доктор техн. наук, профессор
(НГТУ, г. Новосибирск)*

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

Статья поступила 30 августа 2011 года

Курзина И.А. – 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2

Томский государственный архитектурно-строительный университет, e-mail: kurzina99@mail.ru

Представлены результаты исследования элементного состава, микроструктуры и механических свойств поверхностных слоев титана ВТ1-0 в различных структурных состояниях со средним размером зерна: 0,08; 1,4; 15 и 38 мкм до и после имплантации ионами алюминия на источнике «Диана-2» с дозой облучения $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² при ускоряющем напряжении 60 кВ. Анализируется зависимость глубины проникновения имплантируемых атомов алюминия в титане от размера зерна исходных образцов мишени. Сделано заключение о влиянии зеренного состояния исходного материала и ионной имплантации на структурно-фазовое состояние поверхностных слоев титана.

Ключевые слова: ионная имплантация, наноструктурный титан, микроструктура.

Введение

Титан и его сплавы находят широкое применение в качестве конструкционных материалов в различных областях современной промышленности [1]. Поиск путей повышения физико-механических свойств поверхностных слоев титана и его сплавов, в частности, с использованием ионной имплантации, представляет большой интерес. Исследования ионного модифицирования титана преимущественно выполнены для крупнозернистого состояния [1]. Изучены процессы, происходящие в ионно-имплантируемом поверхностном слое материалов, толщина которого не превышает десятой доли микрометра при имплантации ионов средних энергий. Имеющиеся теоретические модели и экспериментальные данные позволяют во многом предсказывать и прогнозировать изменения, которые происходят в мишени при ионной имплантации. Однако данные, полученные в разных экспериментальных условиях, не позволяют систематизировать результаты в зависимости от параметров ионного воздействия, состава ионов и исходного структурного состояния титановой мишени.

Уменьшение размеров зерна и соответственно увеличение плотности границ зерен и тройных стыков может приводить к резкому ускорению процессов легирования, перемешивания, образования вторичных фаз

и дефектов, а также появлению новых недиаграммных фаз. Особую значимость имеют исследования для титана и его сплавов в мелкозернистом и наноструктурном состояниях в связи с перспективами их широкого применения, в частности, в медицинских целях. Микропроцессы, которые протекают при ионной имплантации титана, находящегося в различных структурных состояниях, особенно в наноструктурном, мало исследованы. Наиболее интересным представляется модифицирование поверхностных слоев титана ионами алюминия в условиях ионного облучения. Это обусловлено тем, что фазы на основе титана ВТ1-0 и алюминия имеют высокую механическую прочность, твердость, износостойкость и коррозионную устойчивость, и они, как правило, являются тугоплавкими.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния имплантации ионов алюминия на структурно-фазовое состояние и механические свойства титана ВТ1-0 в зависимости от исходного структурного состояния мишени.

Объекты и методы исследования

В качестве объектов для имплантации были использованы титановые образцы с различным размером зерна исходной мишени. В работе используется

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (Гос. контракт № 14.740.12.0858) и гранта РФФИ 10-02-01012_а.

классификация поликристаллов по размерам зерен, представленная в работах [2, 3]. Для получения наноструктурного состояния заготовки титана ВТ1-0 в (мезо)поликристаллическом состоянии (средний размер зерна – 38 мкм) подвергались одноосному многократному прессованию со сменой оси деформацией (*abc*-прессование) с последующей дополнительной прокаткой [4]. Полученные заготовки титана в виде прутков отжигали сначала при температуре 573 К (отжиг 1), а затем проводили отжиги в интервале температур 773...1123 К (отжиг 2) в течение одного часа. Первый отжиг позволял повысить пластичность титана без изменения размера элементов зеренно-субзеренной структуры, а второй отжиг переводил титан в различные структурные состояния с размером элементов структуры или зерна в интервале от 0,2 до 25 мкм. Исследования эволюции микроструктуры титана в различных структурных состояниях от наноструктурного до (мезо)поликристаллического в зависимости от температуры отжига представлены в работе [3]. Для проведения экспериментов по ионной имплантации были выбраны следующие образцы титановой мишени: исходное (мезо)поликристаллическое состояние – сплав ВТ1-0; наноструктурное (отжиг 1, 573 К) и образцы, отожженные при температуре 773 и 1073 К (отжиг 2).

Ионное облучение проводили на вакуумном дуговом ускорителе «Диана-2» в частотно-импульсном режиме с дозой облучения $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² при ускоряющем напряжении 60 кВ. Плотность тока в импульсе равнялась 1 мА/см², длительность импульса – $2 \cdot 10^{-4}$ с, частота следования импульсов – 50 Гц. Время облучения для набора дозы составляло 80 мин. Температура образцов в процессе ионной обработки не превышала 423 К. Зарядовое состояние для ионов

алюминия было следующее: Al¹⁺ – 38 %, Al²⁺ – 51 %, Al³⁺ – 11 %, а среднее зарядовое состояние – Al^{+1,7}. Таким образом, ускоренные ионы в пучке имели соответствующие энергии 60, 120 и 180 кэВ.

Исследование элементного состава и структурно-фазового состояния титана до и после ионной имплантации выполнено с помощью электронной Ожэ-спектроскопии (ЭОС), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе FEI Tecnai 20 при ускоряющем напряжении 200 кВ и растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборе Carl Zeiss EVO50. Микротвердость образцов исследована на измерительной установке «Nano Hardness Tester NHT-S-AX-000X» швейцарской фирмы «CSEM». В методике использован наноиндентор Виккерса. Нагрузка на индентор варьировалась в диапазоне 15...280 мН.

Результаты и их обсуждение

РЭМ и ПЭМ изображения структуры образцов титана до ионной имплантации представлены на рис. 1. Здесь же приведены гистограммы распределений элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты). После отжига 1 при 573 К характерный размер структурных элементов в титане (зерна, субзерна, фрагменты) составил 0,08 мкм (рис. 1, *a, б*). С повышением температуры отжига изменяются структура границ зерен и соответственно средний размер зерен. Так, после отжига 2 при температуре 773 К средний размер зерен составил 1,4 мкм (рис. 1, *в, з*). Согласно структурной классификации [2, 3] полученный материал можно отнести к мелкозернистому состоянию. После отжига при 1073 К титан имеет (мезо)поликристаллическую структуру со средним размером зерна 15 мкм (рис. 1, *д, е*) [2, 3].

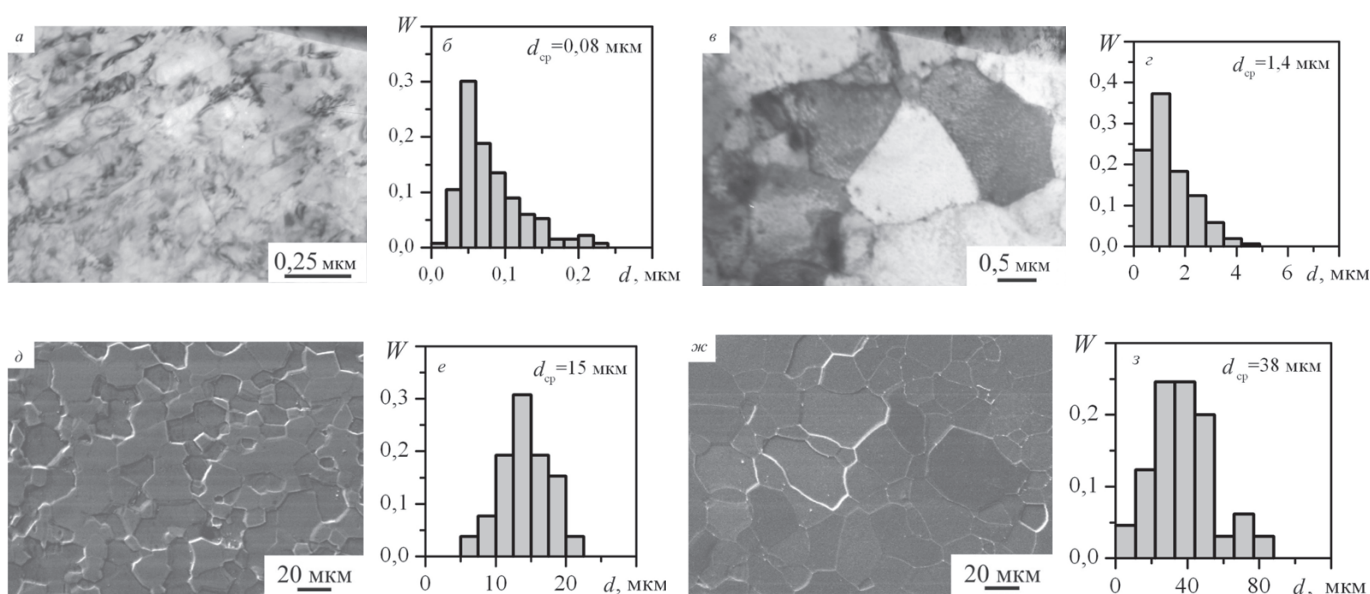


Рис. 1. ПЭМ, РЭМ изображения (*a, в, д, ж*) структуры титана и гистограммы распределения (*б, з, е, з*) по размерам зерен и субзерен титана: *a, б* – наноструктурное состояние (отжиг 1, 573 К); *в, з* – мелкозернистое состояние (отжиг 2, 773 К); *д, е* – (мезо)поликристаллическое состояние (отжиг 2, 1073 К); *ж, з* – (мезо)поликристаллическое состояние (сплав ВТ1-0).

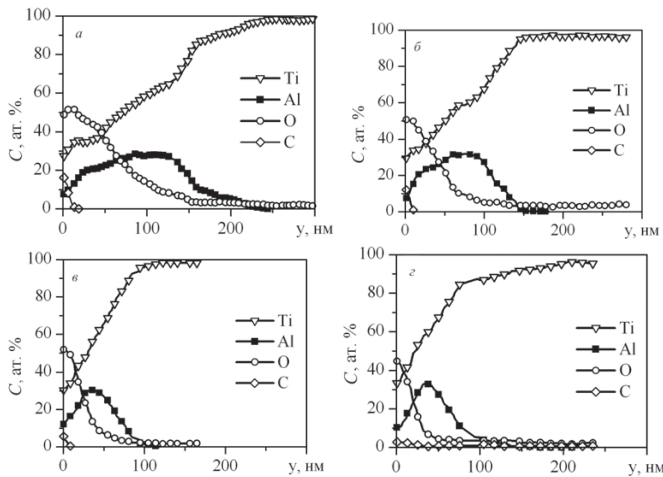


Рис. 2. Концентрационные профили распределения Ti, Al, O и C по глубине (у) ионно-легируемого слоя от облученной поверхности. Средний размер зерен мишени, мкм: а – 0,08; б – 1,4; в – 15; г – 38

На рис. 2 представлены концентрационные профили алюминия, формирующиеся при ионной имплантации в образцах титана с различным размером зерна. При имплантации в (мезо)поликристаллические материалы (d_{cp} равно 15 и 38 мкм) толщина имплантированного слоя составляет 90...100 нм, что согласуется с теоретическим расчетам [5]. Средний проективный пробег алюминия в (мезо)поликристаллическом титане при ускоряющем напряжении 60 кВ и среднем зарядом Al ионов 1,7 составляет 80...90 нм. Существенное изменение толщины имплантированного слоя наблюдается для наноструктурного и мелкозернистого состояний. Так, для мелкозернистого материала ($d_{cp} = 1,4$ мкм) толщина имплантированного слоя составляет 150 нм, а для наноструктурного состояния – 220 нм.

Согласно данным Ожэ-спектроскопии максимальная концентрация алюминия равна 28...33 ат. %, и ее значение практически не зависит от зеренного состояния мишени (рис. 3). Однако с увеличением размера зерна титана происходит смещение максимума концентрации алюминия от облученной поверхности на большие глубины (рис. 2, 3). Для материалов с размером зерна/элементов структуры 0,08 и 1,4 мкм максимум расположен на глубине 90...80 нм от облученной поверхности. Для образцов титана в (мезо)поликристаллическом состоянии (15 и 38 мкм) максимум на значительно меньшей глубине – 40 нм. При этом профиль внедренного алюминия приобретает более размытый вид по глубине материала при увеличении среднего размера зерна мишени. Зависимость глубины локализации максимума имплантированной примеси от размера зерна повторяет зависимость толщины имплантированного слоя (рис. 3).

Наблюдаемые зависимости связаны со значительным вкладом диффузионных процессов. Кроме того, ряд физических процессов, таких как распыление ионным пучком, ионное перемешивание,

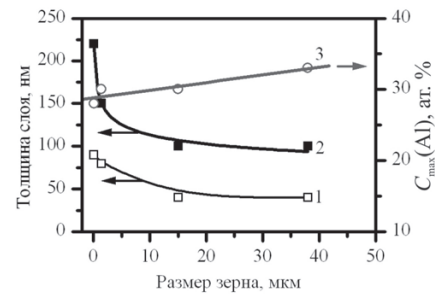


Рис. 3. Зависимость глубины локализации максимальной концентрации примесей от облученной поверхности (1), толщины имплантированного слоя (2) и максимальной концентрации внедренного алюминия (3) от среднего размера зерна исходной титановой мишени

радиационно-стимулированная диффузия и термическая диффузия, диффузия вдоль мигрирующих и статических протяженных структурных дефектов, могут оказывать влияние на концентрационные профили ионно-легирующих элементов.

Теоретический анализ перечисленных особенностей массопереноса приведен в работах [6, 7]. При интерпретации наблюдаемых закономерностей учитывается энергетически неоднородный дискретный состав пучка, представленного тремя компонентами, и распыление ионами поверхностного слоя мишени. Путем моделирования установлено, что распределение по глубине поверхностного слоя имплантируемых ионов алюминия в титане происходит преимущественно по двум механизмам. Первоначально, когда доза внедренных ионов еще мала ($\leq 10^{16}$ ион/см²), а концентрация генерируемых дефектов относительно низка, примесь распределяется преимущественно статистически, т.е. формирование состава мишени определяется статистикой упругих и неупругих атомных соударений. Профиль в этом случае аппроксимируется функцией распределения Пирсона 4-го типа с учетом полиэнергетического характера пучка. С увеличением дозы облучения и концентрации генерируемых ионным пучком дефектов структуры начинают сказываться диффузионные процессы. Сформированный статистически на первоначальном этапе концентрационный профиль выступает в качестве начальной функции в диффузионных уравнениях массопереноса. В образцах с относительно малыми размерами зерен (средний размер 0,08 и 1,4 мкм) существенный вклад в перераспределение внедряемых ионов по объему мишени дает радиационно-стимулированная диффузия, в том числе и зернограничная. В (мезо)поликристаллических образцах (средний размер 15 и 38 мкм) основной вклад дает объемная диффузия и диффузия по мигрирующим протяженным дефектам, формирующимся и перестраивающимся в процессе ионной имплантации. Широкие максимумы в концентрационных профилях алюминия, удаленные от поверхности,

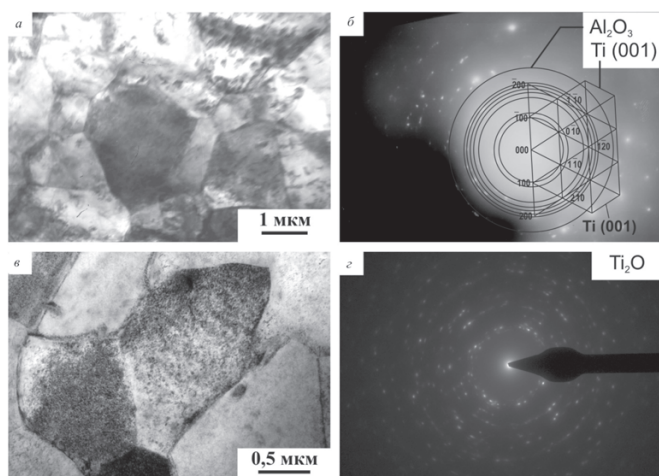


Рис. 4. ПЭМ изображения микроструктуры поверхностных ионно-легированных алюминием слоев титана в мелкозернистом ($d_{cp} = 1,4$ мкм) состоянии: а и в – светлопольные изображения; б и г – микродифракционные картины

обусловлены только статистическим распределением имплантируемых полиэнергетическим пучком ионов.

Анализ концентрационных профилей имплантированных образцов показал, что наряду с внедренными ионами алюминия в поверхностном слое присутствуют примеси кислорода и углерода, адсорбированные на поверхности из остаточной атмосферы вакуумной системы и перемешанные ионным пучком с атомами мишени (рис. 2). Максимальная концентрация кислорода (50 ат. %) наблюдается на самой поверхности материалов и в поверхностном слое толщиной не более 50 нм. Как и в случае концентрационных профилей алюминия, в титане с уменьшением размера зерна происходит размытие профилей внедренной примеси кислорода. Концентрация углерода не превышает 10 ат. % на глубине 30 нм от облученной поверхности.

Наличие в поверхностном слое титана атомов алюминия, кислорода и углерода приводит к модификации структурно-фазового состояния имплантированных материалов. На рис. 4 и 5 представлены ПЭМ изображения титановых материалов после имплантации. Для всех титановых материалов наблюдается присутствие твердого раствора алюминия до 15 ат. % Al с параметрами решетки $a = 0,2914$ нм; $c = 0,4658$ нм и небольшого количества включений оксидов титана и алюминия в теле зерна подложки. После имплантации также наблюдается (рис. 4, 5) формирование и выделение вторичных фаз оксидов и карбидов алюминия и титана в областях, прилежащих к границам зерен (рис. 4). С ростом размера зерна наблюдается увеличение доли оксидов, формирующихся в объеме зерна титановой матрицы на дислокациях.

На рис. 6 представлены результаты исследования микротвердости титана с различным размером зерна до и после ионной имплантации. Для титана в наноструктурном состоянии наблюдается существенное

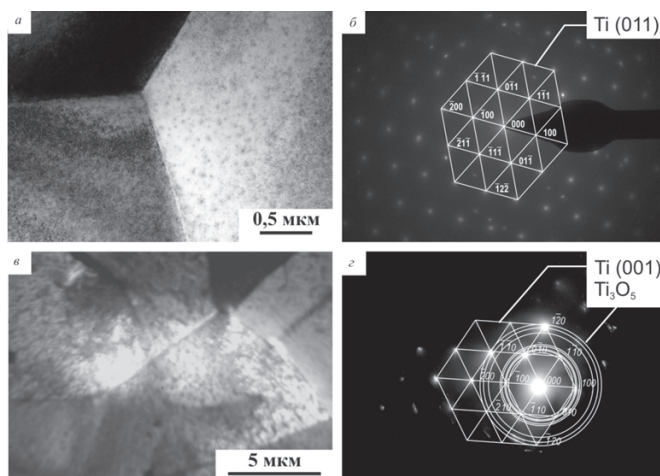


Рис. 5. ПЭМ изображения микроструктуры поверхностных ионно-легированных алюминием слоев титана в крупнокристаллическом ($d_{cp} = 15$ мкм) состоянии: а и в – светлопольные изображения; б и г микродифракционные картины

увеличение микротвердости (в два раза) в сравнении с другими образцами титана. Титановые материалы с мелкозернистым состоянием и в (мезо)поликристаллическом состоянии имеют близкие значения микротвердости. Известно, что повышение предела текучести и прочности металлических материалов основано на соотношении Холла–Петча [8, 9]. Для титана до ионной имплантации соотношение Холла–Петча выполняется. По экспериментальным данным был определен коэффициент Холла–Петча, составивший $0,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ [3]. Значение коэффициента оказалось несколько выше по сравнению с имеющимися в литературе данными, что обусловлено более существенной зависимостью микротвердости от размера зерна для изученных материалов.

После имплантации ионами алюминия наблюдается увеличение микротвердости во всем интер-

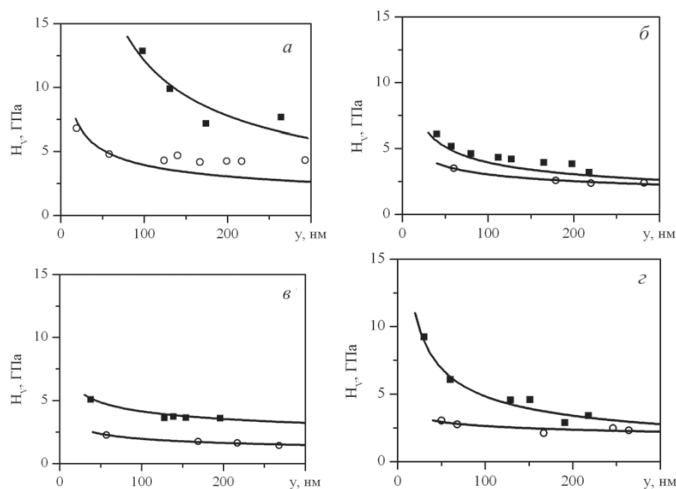


Рис. 6. Микротвердость титановых материалов:

а – Ti, $d_{cp} = 0,08$ мкм; б – Ti, $d_{cp} = 1,4$ мкм; в – Ti, $d_{cp} = 15$ мкм; г – Ti, $d_{cp} = 38$ мкм по глубине поверхностного слоя (y). ○ – исходный титан; ■ – титан, имплантированный ионами алюминия с дозой облучения $5 \cdot 10^{17}$ ион/см²

вале размеров зерен. Сформированные на источнике «Диана-2» с дозой облучения $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² модифицированные слои характеризуются повышенной микротвердостью относительно неимплантированных материалов по всей глубине имплантированных слоев (рис. 6). Для наноструктурного титана максимальная микротвердость (12 ГПа) наблюдается на глубину 100 нм от облученной поверхности. Как было отмечено выше, в условиях имплантации формируются твердый раствор алюминия в титане и оксидные фазы в объеме матричных зерен. Улучшение механических свойств титана после имплантации связано с твердорастворным и дисперсионным упрочнением.

Таким образом, в результате имплантации ионов алюминия в титан были получены новые материалы, характеризующиеся повышенными механическими свойствами за счет модифицирования структуры и фазового состава поверхностных слоев. Титановые образцы с ионно-легированными слоями могут быть перспективными конструкционными материалами нового поколения, способными заменить крупнокристаллические титановые материалы.

Заключение

Исследованы элементный состав, структурно-фазовое состояние и механические свойства титана до и после ионной имплантации алюминия на ускорителе «Диана-2» с дозой облучения $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² в зависимости от размера зерна исходной мишени (0,08; 1,4; 15 и 38 мкм). Обнаружено увеличение толщины модифицированных слоев с уменьшением размера зерен исследуемых материалов. Показано, что в образцах с мелким размером зерна (0,08 и 1,4 мкм) в формировании профилей внедряемых ионов по глубине существенный вклад дает радиационно-стимулированная диффузия (в том числе и зернограничная), а в (мезо) поликристаллических образцах (средний размер 15 и 38 мкм) – диффузия по мигрирующим протяженным дефектам, формирующимся и перестраивающимся в процессе ионной имплантации. Установлено, что дополнительное формирование вторичных оксидных фаз в матрице твердого раствора алюминия в титане в условиях ионного облучения приводит к упрочнению поверхностных слоев титановых образцов. Сформированные модифицированные слои характеризу-

ются повышенной микротвердостью относительно неимплантированных материалов. Улучшение физико-механических свойств связано с твердорастворным и дисперсионным упрочнением. Стабилизация структуры мелкозернистых и наноструктурных материалов происходит путем закрепления границ зерен и их стыков частицами вторичных фаз. Сделано заключение о перспективности промышленного внедрения полученных новых титановых материалов с модифицированными ионно-легированными слоями.

Список литературы

1. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. и др. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-лучевом воздействии. – Томск. Изд. НТЛ, 2008. – 325 с.
2. Козлов Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А. Барьерное торможение дислокаций. Проблема Холла-Петча // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – № 3 – С. 81–92.
3. Курзина И.А., Божко И.А., Ерошенко А.Ю., Калашников М.П., Шаркеев Ю.П. Эволюция структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титана // Материаловедение. – 2010. – № 5. – С. 48–54.
4. Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д. и др. Структура и механические свойства наноструктурного титана после дорекристаллизационных отжигов // Физическая мезомеханика – 2005. – Спец.выпуск № 8. – С. 91–94.
5. Буренков А.Ф., Комаров Ф.Ф., Кумахов М.А., Темкин М.М. Пространственные распределения энергии, выделенной в каскаде атомных столкновений в твердых телах. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 245 с.
6. Вахний Т. В., Вершинин Г.А., Шаркеев Ю.П. и др. Влияние размера зерен поликристаллического титана на формирование концентрационных профилей ионов алюминия, имплантированных полиэнергетическим пучком // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2009. – № 11/2. – С. 232–237.
7. Vahniy T. V., Vershinin G. A., Grekova T. S. et al. Role of Polycrystalline Titanium Grain Size in the Formation of Concentration Profiles of Implanted Aluminum Ions // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2010. – V. 4. – № 2. – P. 353–358.
8. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // Успехи физических наук. – 2009. – Т. 179. – № 4. – С. 337–358.
9. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results // Proc. Phys. Soc. – 1951. – V. 64B. – P. 747–753.

Structural state and phase composition of titanium surface layers implanted by aluminium

I.A. Kurzina, I.A. Bozhko, G.A. Vershinin, A.I. Smirnov,
V.A. Bataev, Yu.P. Sharkeev

The results of the microstructure, phase composition and mechanical properties investigations of titanium in different structural state (grain sizes 0,1 μm; 1,4 μm; 15 and 38 μm) after the Al ions implantation using Diana-2 source at dose of irradiation $5 \cdot 10^{17}$ ion/cm² and an accelerating voltage 60 keV are presented. A dependence of depth penetration implanted aluminum ions in polycrystalline titanium from the grain size initial samples is analyzed. Influence of the grain sizes and ion implantation regimes on structural state and phase composition and mechanical properties was observed.

Key words: ion implantation, nanostructural titanium, microstructure.

УДК 666.766

КИНЕТИКА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВОЙ СИСТЕМЫ ZrO_2-MgO^*

В.В. ПРОМАХОВ, аспирант,

С.П. БУЯКОВА, доктор техн. наук

(ИФПМ СО РАН, г. Томск)

Т.С. САМЕЙЩЕВА, аспирант,

А.А. РУКТУЕВ, аспирант

(НГТУ, г. Новосибирск)

С.Н. КУЛЬКОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор

(ИФПМ СО РАН, г. Томск)

Прوماхов В.В. – 634021, г. Томск, пр. Академический, д. 2/4

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail: vvpromakhov@mail.ru

Статья поступила 30 августа 2011 года

Изучена кинетика изменений структуры и фазового состава на поверхности и в приповерхностном слое при циклическом спекании системы ZrO_2-MgO с разным содержанием MgO . Показано, что на поверхности раньше чем в приповерхностном слое устанавливается термодинамическое равновесие, при этом она в отличие от приповерхностного слоя обеднена по MgO .

Ключевые слова: спекание, фазовый состав, структура, твёрдый раствор.

Введение

Большинство оксидов металлов относится к классу тугоплавких соединений. Для спекания порошковых заготовок этих материалов необходимы температуры около 2000 °С и выше. Альтернативой высокотемпературному спеканию может служить спекание при меньшей температуре, но с большей продолжительностью изотермической выдержки. Выбор оптимальной продолжительности спекания в таком случае должен основываться на результатах исследований кинетики структурно-фазовых изменений в спекаемых системах. Одним из подходов, позволяющих проследить за влиянием длительности изотермической выдержки на фазовый состав и структуру материалов, является циклическое спекание, исследования в этом случае проводятся на одной партии образцов.

В данной работе изучено влияние суммарной длительности изотермической выдержки при циклическом спекании на фазовый состав и структуру материалов системы ZrO_2-MgO с различным соотношением компонентов.

Материалы и методики исследований

В качестве исходного материала в работе использовались порошки системы ZrO_2-MgO , полученные термическим разложением водных растворов сме-

сей азотнокислых солей циркония и магния в низкотемпературной плазме. Соотношение компонентов в порошках соответствовало доэвтектоидному (8.6 мольн. % MgO), эвтектоидному (13.8 мольн. % MgO) и заэвтектоидному (25.4, 35, 43.3 мольн. % MgO) составам. Порошки формовались в стальной пресс-форме и спекались на воздухе в электропечи с нагревателями из хромита лантана. Спекание образцов осуществлялось в режиме циклических изотермических выдержек в течение часа при температуре 1650 °С. Нагрев производился со скоростью 300 °С/ч, охлаждение от температуры спекания до 1000 °С со скоростью 160 °С/ч и далее до комнатной температуры со скоростью 50 °С/ч. После каждого цикла проводились рентгенофазовые и структурные исследования поверхности и приповерхностного слоя образцов. Для этой цели часть образцов всех составов перед структурными и фазовыми исследованиями подвергалась шлифовке и полированию со снятием слоя толщиной не менее 200 мкм. Анализируемая поверхность другой части образцов не подвергалась механическим обработкам.

Структура керамики исследовалась посредством оптической и растровой электронной микроскопии. Фазовый состав образцов анализировался по рентгеновским дифрактограммам, полученным при CuK_{α} излучении. Количественное содержание фаз диокси-

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ГК № № 14.740. 11.0489, 14.740.11.0049, 14.740.12.0858, АВЦП № 2.1.2/5446, ГК № П400.

да циркония рассчитывалось по соотношению интегральных интенсивностей линий кубической, тетрагональной и моноклинной фаз [1]. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) и микродисторсии кристаллической решетки в образцах рассчитывался из дифракционных максимумов на малых и больших углах дифракции соответственно [2].

Результаты и их обсуждение

Согласно диаграмме состояния в системе $ZrO_2 - MgO$ имеет место ограниченная растворимость оксида магния в оксиде циркония, приводящая к образованию низкотемпературного моноклинного и высокотемпературных тетрагонального и кубического твердых растворов [3]. По данным рентгенофазовых исследований, после одного часа изотермической выдержки на поверхности образцов доэвтектоидного состава и в приповерхностном слое присутствовали кубическая, тетрагональная и моноклинная модификации диоксида циркония и цирконат магния $Mg_2Zr_5O_{12}$, именуемый в литературе δ -фазой [4]. Несмотря на отсутствие качественных отличий в фазовом составе этих образцов на поверхности и в приповерхностном слое, имелась разница в объемной доле высокотемпературной кубической модификации диоксида циркония, на поверхности её содержание составляло более 70 %, а в приповерхностном слое около 50 %.

Поверхность и приповерхностный слой образцов эвтектоидного состава после одного цикла спекания не отличались по фазовому составу и количественному соотношению фаз. На рентгенограммах присутствовали дифракционные максимумы кубической и моноклинной модификаций ZrO_2 . Доля кубической модификации составляла в среднем 95 %.

В образцах системы $ZrO_2 - MgO$ заэвтектоидного состава после одного цикла спекания поверхность и приповерхностный слой не отличались по фазовому составу. На рентгенограммах присутствовали дифракционные максимумы, соответствующие кубической и моноклинной модификациям ZrO_2 , MgO и δ -фазы. При этом соотношение объемных долей высокотемпературной и низкотемпературной модификаций диоксида циркония на поверхности и в приповерхностном слое было одинаковым, но имелась разница в количестве MgO . Измерения отношения суммарной интегральной интенсивности рефлексов MgO к интегральной интенсивности рефлексов ZrO_2 показало, что в приповерхностном слое объемное содержание оксида магния значительно превосходит его объемное содержание на поверхности.

На рис. 1 представлены зависимости содержания кубической модификаций ZrO_2 от суммарной длительности изотермической выдержки на поверхности образцов и в приповерхностном слое. По мере увеличения числа циклов спекания в образцах доэвтектоидного и заэвтектоидного составов как на поверхности, так и в приповерхностном слое происходили изменения в фазовом составе. Увеличение продолжительности спекания образцов доэвтектоидного состава системы $ZrO_2 - MgO$ привело к исчезновению высокотемпературных модификаций ZrO_2 на поверхности образцов. После 20 ч суммарной изотермической выдержки на рентгеновских дифрактограммах, снятых с поверхности, присутствовали дифракционные максимумы моноклинной модификации ZrO_2 и δ -фазы. В приповерхностном слое образцов доэвтектоидного состава, напротив, с увеличением числа циклов спекания доля кубической модификации ZrO_2 возрастала, и после 20 циклов её количество составило более 95 %. Дифракционные максимумы тетрагональной модификации ZrO_2 на рентгенограммах, снятых с приповерхностного

слоя образцов доэвтектоидного состава, слабо различались на уровне фоновой интенсивности уже после второго часа изотермической выдержки.

Увеличение длительности спекания не оказало влияния на фазовый состав образцов эвтектоидного состава системы $ZrO_2 - MgO$. На поверхности и в приповерхностном слое этих образцов присутствовали кубическая и моноклинная модификации ZrO_2 , количественное соотношение которых сохранялось неизменным на протяжении всего эксперимента по циклическому спеканию.

В образцах заэвтектоидного состава увеличение суммарной продолжительности изотермической выдержки

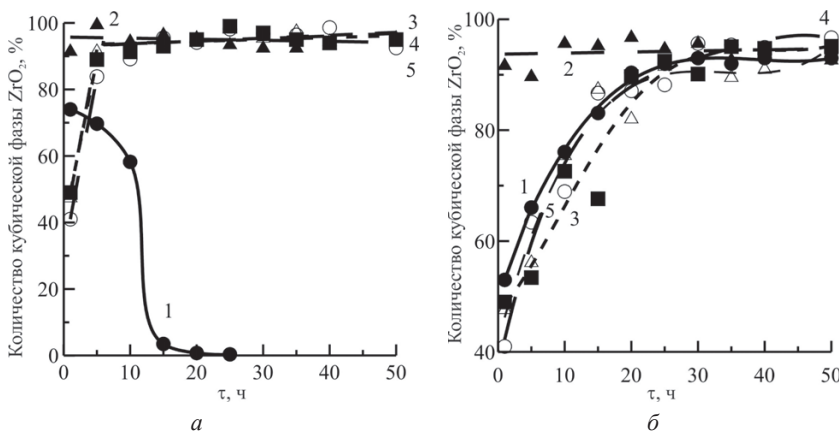


Рис. 1. Зависимость количества кубической фазы ZrO_2 от суммарной длительности изотермической выдержки при циклическом спекании на поверхности (а) и в приповерхностном слое образцов (б) для составов:

- 1 ● – ZrO_2 (8,6 мольн. % MgO); 2 ▲ – ZrO_2 (13,9 мольн. % MgO);
3 ■ – ZrO_2 (25,4 мольн. % MgO); 4 △ – ZrO_2 (35 мольн. % MgO);
5 ○ – ZrO_2 (43,3 мольн. % MgO).

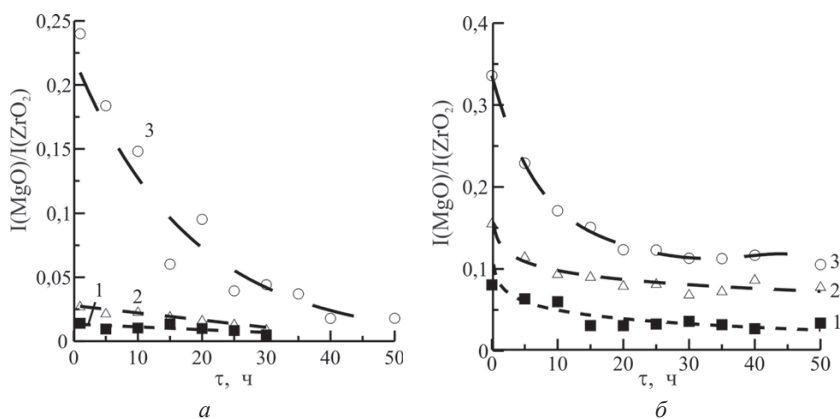


Рис. 2. Зависимость отношения интегральной интенсивности рентгеновских отражений ZrO_2 и MgO от суммарной длительности изотермической выдержки при циклическом спекании на поверхности образцов (а) и в приповерхностном слое (б) для составов:

- 1 ■ – ZrO_2 (25,4 мольн. % MgO); 2 ▲ – ZrO_2 (35 мольн. % MgO);
3 ○ – ZrO_2 (43,3 мольн. % MgO)

сопровождалось увеличением доли кубической модификации и соответственно уменьшением доли моноклинной модификации диоксида циркония как на поверхности, так и в приповерхностном слое. Максимальное количество кубической модификации ZrO_2 при увеличении продолжительности спекания на поверхности и в приповерхностном слое составило около 95 %. Однако на поверхности образцов максимальное количество высокотемпературной модификации диоксида циркония было уже после пяти циклов спекания, а в приповерхностном слое только после 30 циклов.

На рис. 2 показаны зависимости отношения суммарной интегральной интенсивности рентгеновских дифракционных максимумов MgO и ZrO_2 на поверхности и в приповерхностном слое образцов заэвтектоидного состава системы $ZrO_2 - MgO$. Видно, что количество оксида магния для всех образцов в приповерхностном слое значительно превышало его количество на поверхности. С увеличением продолжительности спекания его содержание уменьшалось и на поверхности, и в приповерхностном слое образцов. Однако на рентгеновских дифрактограммах, снятых с поверхности образцов, дифракционные максимумы MgO не различались на уровне фона для составов с оксидом магния 25,4 мольн. % и 35 мольн. % после 30 циклов спекания и после 50 циклов спекания для состава с 43,3 мольн. %. В приповерхностном слое образцов уменьшение количества оксида магния наблюдалось до 15 циклов спекания, и в дальнейшем при увеличении длительности спекания его количество исходя из соотношения интегральных интенсивностей ZrO_2 и MgO сохранялось неизменным.

Фазовый состав в подобных керамиках при циклическом спекании, включающем нагрев, изо-

термическую выдержку и охлаждение, контролируется обратимыми диффузионным и бездиффузионным фазовыми переходами высокотемпературных и низкотемпературной полиморфных модификаций диоксида циркония и диффузией катионов магния. Вследствие высокого парциального давления паров MgO в формировании фазового состава на поверхности керамик существенный вклад вносит его испарение (давление паров при температуре $1500^\circ C$ $ZrO_2 - 1 \cdot 10^{-7}$ Па, $MgO - 1 \cdot 10^{-2}$ Па). Для образцов доэвтектоидного состава изотермические выдержки согласно диаграмме состояния производились в области смеси тетрагонального и кубического твёрдых растворов.

С увеличением времени изотермической выдержки на поверхности постепенно уменьшалась концентрация MgO и возрастала доля тетрагонального твёрдого раствора. Медленное охлаждение после изотермической выдержки образцов, особенно в области ниже $1000^\circ C$, привело к переходу тетрагонального твёрдого раствора в моноклинный твёрдый раствор. Таким образом, имеющая место разница в фазовом составе на поверхности и в объёме образцов доэвтектоидных составов обусловлена, главным образом, испарением оксида магния с поверхности, что согласуется с [5].

Результаты расчётов размеров областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей (ОКР) кубической модификации ZrO_2 на поверхности и в приповерхностном слое образцов после спекания показали, что на поверхности образцов доэвтектоидного состава величина ОКР уменьшалась с увеличением суммарной длительности изотермической выдержки в среднем от 40 нм в образцах после одного часа спекания до 20 нм к моменту исчезновения кубической фазы. В приповерхностном слое образцов доэвтектоидного состава размер ОКР с увеличением числа циклов спекания оставался без изменений и составлял около 25 нм. В образцах эвтектоидного состава размер ОКР с увеличением числа циклов спекания уменьшался как на поверхности, так и в приповерхностном слое. В образцах заэвтектоидного состава размер ОКР кубической модификации ZrO_2 с увеличением длительности изотермических выдержек, напротив, только возрастал как на поверхности, так и в приповерхностном слое.

Полученные зависимости изменения микроструктуры кубической фазы ZrO_2 от суммарной длительности изотермической выдержки при циклическом спекании позволяют сделать заключение, что на поверхности и в приповерхностном слое образцов

доэвтектоидного состава микродисторсия кубической решётки с увеличением числа циклов спекания только уменьшалась. В образцах эвтектоидного состава, напротив, микродисторсия возрастала и на поверхности, и в приповерхностном слое. На поверхности образцов заэвтектоидного состава величина деформации кристаллической решётки при увеличении длительности спекания оставалась без изменений, в приповерхностном слое увеличение числа циклов спекания сопровождалось уменьшением величины микродисторсии кристаллической решётки кубической фазы ZrO_2 .

Наибольший размер зёрен кубического твёрдого раствора ZrO_2 в исходном состоянии керамик наблюдался в образцах доэвтектоидных и эвтектоидных составов, рис. 3. Увеличение числа циклов спекания привело к монотонному росту среднего размера

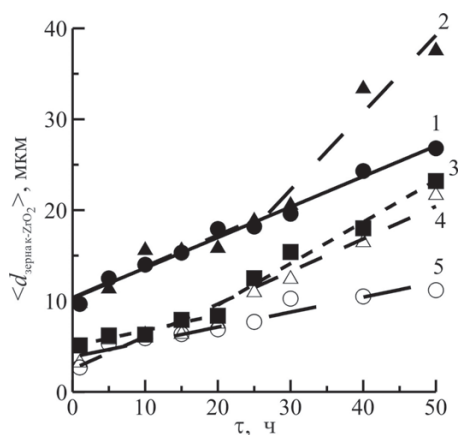


Рис. 3. Зависимость среднего размера зёрен кубического твёрдого раствора ZrO_2 от суммарной длительности изотермической выдержки при циклическом спекании:

- 1 ● – ZrO_2 (8,6 мольн. % MgO); 2 ▲ – ZrO_2 (13,9 мольн. % MgO); 3 ■ – ZrO_2 (25,4 мольн. % MgO); 4 △ – ZrO_2 (35 мольн. % MgO); 5 ○ – ZrO_2 (43,3 мольн. % MgO)

зёрен кубического твёрдого раствора ZrO_2 . Причём для образцов эвтектоидного состава после 30 циклов спекания наблюдается более интенсивный рост зёрен в отличие от доэвтектоидного. Так, после 50 часов спекания в распределениях зёрен по размерам для эвтектоидного состава максимум сформирован зёрнами, размер которых составил 38 мкм, в то вре-

мя как в доэвтектоидных составах после 50 циклов средний размер зёрен кубического твёрдого раствора ZrO_2 составил 26 мкм. В керамиках заэвтектоидных составов средний размер зёрен кубического твёрдого раствора ZrO_2 в исходном состоянии находился в пределах 3...5 мкм. После 50 часов спекания наименьший средний размер зёрен обнаружен в керамиках ZrO_2 (43,3 мольн. % MgO) и составил 8 мкм. Для керамик ZrO_2 (25,4 мольн. % MgO) и ZrO_2 (35 мольн. % MgO) после 50 часов спекания максимум в распределениях зёрен по размерам кубического твёрдого раствора ZrO_2 сформирован зёрнами, размер которых не превышал 23 и 20 мкм соответственно.

Таким образом, приведённые выше результаты исследований показали, что система ZrO_2 – MgO эвтектоидного состава при спекании быстрее доэвтектоидного и заэвтектоидного составов приходит в термодинамическое равновесие. В доэвтектоидных и заэвтектоидных составах термодинамическое равновесие при спекании быстрее устанавливается на поверхности и гораздо медленнее в приповерхностных слоях материалов. В процессе спекания доэвтектоидного состава системы ZrO_2 – MgO на поверхности образцов доля высокотемпературной кубической модификации уменьшается до полного исчезновения, а в приповерхностных слоях возрастает. Независимо от соотношения компонентов в системе ZrO_2 – MgO поверхность в отличие от приповерхностного слоя обеднена по количеству MgO.

Список литературы

1. Гинье А. Рентгенография кристаллов. – М.: ГИФМЛ, 1962. – 604 с.
2. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н. и др. Кристаллография. Рентгенография и электронная микроскопия. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
3. Lopato L.M. and Shevchenko A.V. in *Fazovie Ravnovesiya, Strukt. Svoistva Splavov*. Edited by V.N. Eremenko. – Naukova Dumka, Kiev, Russia. – PP. 25–32.
4. Howard C.J., Kisi E. H., Roberts R.B., and Hill R.J. Neutron diffraction studies of phase transformations between tetragonal and orthorhombic zirconia // *J. Amer. Ceram. Soc.* – № 76(4). – 1993. – P. 833–840.
5. Sakka Y, Oishi Y, and Ando K. Enhancement of MgO evaporation from MgO-stabilized ZrO_2 by grain boundary diffusion // *J. Amer. Ceram. Soc.* – № 62(2). – 1986. – P. 111–113.

Kinetics of structural-phase changes in cyclic sintering powder system ZrO_2 – MgO

Promakhov V.V., Buyakova S.P., Sameischeva T.S., Ruktuev A.A., Kulkov S.N.

The kinetics of changes in the structure and phase composition on the surface and subsurface layer under cyclic sintering of ZrO_2 – MgO with different contents of MgO were studied. It is shown that on the surface earlier than in the surface layer of the thermodynamic equilibrium is established.

Key words: sintering, phase structure, structure, solid solution.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ПОВЕРХНОСТЬ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ*

*Е. С. ВАЩУК, аспирантка,
Е. А. БУДОВСКИХ, доктор техн. наук, доцент,
В. Е. ГРОМОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(СибГИУ, г. Новокузнецк),
Ю. Ф. ИВАНОВ, доктор физ.-мат. наук, вед. науч. сотр.
(ИСЭ СО РАН, г. Томск),
А.М. ТЕПЛЫХ, аспирант,
Е. А. ДРОБЯЗ, кандидат техн. наук
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 августа 2011 года

Ващук Е.С. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42,
Сибирский государственный индустриальный университет,
e-mail: vaschuk@bk.ru, budovskih_ea@physics.sibsiu.ru

Методами лазерной интерферометрии, сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа изучены особенности рельефа поверхности, элементный и фазовый состав зоны электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки стали 45. Показано, что обработка приводит к уменьшению шероховатости поверхности, залечиванию микротрещин, изменению параметров дендритной кристаллизации и стабилизации фазового состава зоны легирования.

Ключевые слова: электровзрывное легирование, боромеднение, электронно-пучковая обработка, рельеф поверхности, дендритная кристаллизация, микротрещины, фазовый состав.

Введение

В последние годы получили развитие методы упрочнения поверхности металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии, в том числе электронно-лучевые и плазменные [1–4]. В отличие от традиционных способов химико-термической обработки [5] они характеризуются кратковременным и локальным высокоэнергетическим воздействием на поверхность, которое позволяет повышать ее функциональные свойства, такие как износ-, жаро- и коррозионную стойкость, в несколько раз. Основным их достоинством является возможность осуществления поверхностного легирования, при котором резко сокращается расход легирующих элементов, а эффект повышения свойств поверхности оказывается значительным.

Упрочнение поверхности с использованием концентрированных потоков энергии может проводиться при сочетании нескольких методов обработки, например, электровзрывного легирования (ЭВЛ) и последующей электронно-пучковой обработки (ЭПО) [6, 7].

В работе [8] изучены особенности структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного боромеднения. Показано, что обработка приводит к формированию рельефа, обусловленного конденсацией на поверхности облучения частиц продуктов взрыва медной фольги и порошка бора. Микротвердость поверхности увеличивается по сравнению с основой в 5–7 раз. При этом глубина упрочнения достигает 30 мкм. Повышение микротвердости происходит вследствие формирования градиентной мелкодисперсной структуры, включающей бориды FeB, Fe₂B, Fe₂₃(C, B)₆, B₄C и Cu. В работе [9] показано, что последующая ЭПО приводит к понижению микротвердости на поверхности легирования до четырех раз по сравнению с микротвердостью поверхности после электровзрывного боромеднения, но увеличивает глубину упрочнения до 200 мкм. Целью данной работы явилось изучение рельефа, элементного и фазового состава поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки.

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (Гос. контракты №№ 14.740.11.0693, 14.740.12.0858).

Материалы и методы исследования

Обработке подвергали образцы стали 45 в ожоженном состоянии цилиндрической формы, диаметром 20 и высотой 5 мм. Технологические особенности ЭВЛ рассмотрены в работе [10]. Плазменная струя продуктов взрыва служит как для нагрева поверхности, так и для легирования образующегося расплава. Особенности струи, которые определяют результаты обработки, являются ее многофазный состав, включающий конденсированные частицы продуктов взрыва фольги и порошковой навески, вводимой в область взрыва, а также неоднородное строение, обусловленное тем, что конденсированные частицы отстают от плазменного компонента и располагаются преимущественно в тылу струи. ЭВЛ позволяет сконцентрировать за короткий промежуток времени (100 мкс) высокую плотность мощности ($\sim 1 \text{ ГВт/м}^2$) в тонких ($\sim 10 \text{ мкм}$) поверхностных слоях материалов и дает возможность провести и оплавление, и легирование без выплеска расплава, развивающегося вследствие неоднородного давления ($\sim 10 \text{ МПа}$) плазменной струи на облучаемую поверхность. ЭВЛ и ЭПО хорошо сочетаются друг с другом. Они имеют сопоставимые значения поглощаемой плотности мощности и времени импульса, диаметра и глубины зоны воздействия. Вместе с тем ЭПО не оказывает такого большого давления на поверхность, как импульсная плазменная струя продуктов, сформированная из продуктов электрического взрыва проводника.

ЭВЛ проводили в режиме, который обеспечивает поглощаемую плотность мощности, равную $8,6 \text{ ГВт/м}^2$. Взрываема медная фольга имела толщину 20 мкм и массу 35 мг. В области взрыва размещали порошок аморфного бора массой 20 мг. При этом отношение атомных концентраций бора и меди в струе составляло 3,5.

Последующую ЭПО поверхности легирования осуществляли на установке «Соло» Института сильноточной электроники СО РАН при следующих основных параметрах облучения: поглощаемая плотность мощности пучка электронов $q_e = 2,0, 2,5$ и $3,0 \text{ ГВт/м}^2$, длительность импульсов $\tau = 100 \text{ мкс}$; частота их следования $f = 0,3 \text{ Гц}$; число импульсов $N = 10$. Обработку осуществляли в среде аргона при давлении 0,02 Па.

Рельеф поверхности образцов после ЭВЛ изучали с помощью оптического интерферометра Zygo NewViewTM 7300 и сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50. Рентгеноспектральный анализ зоны обработки определяли, используя энергодисперсионный рентгеновский микроанализатор EDS X-Act, являющийся приставкой сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ARL X'TRA в медном K_α -излучении.

Результаты и обсуждение

Рентгеноспектральный микроанализ поверхности после комбинированной обработки показал (рис. 1), что она содержит следующие элементы: Fe, Cu, Mn, C, Cr и Si. В таблице представлено относительное содержание этих элементов в анализируемом объеме. Видно, что содержание меди на поверхности превышает 6 %, что соответствует результатам анализа, приведенным в работе [6].

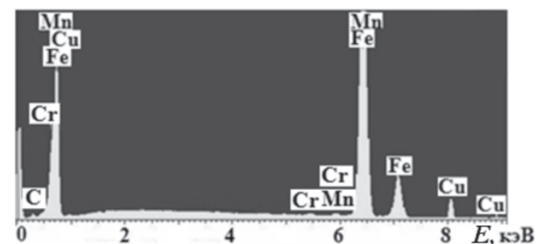


Рис. 1. Рентгеновский спектр поверхности стали 45, подвергнутой электровзрывному боромеднению и последующей электронно-пучковой обработке при $q_e = 2,0 \text{ ГВт/м}^2$, $\tau = 100 \text{ мкс}$ и $N = 10$ имп.

Относительное содержание Fe, Cu, Mn, C, Cr, Si в анализируемом объеме

Элемент	Весовой %	Атомный %
C K	0.40	1.7
Si K	0.45	0.82
Cr K	0.29	0.28
Mn K	0.53	0.45
Fe K	92.07	91.71
Cu K	6.26	5.04
Итого	100.00	100

Сканирующая электронная микроскопия показала, что ЭВЛ сопровождается формированием на поверхности структуры, характеризующейся наличием пор, микротрещин, закристаллизовавшихся капель взрываема фольги и их конгломератов с частицами бора, напыляемых на поверхность из тыла струи (рис. 2, а). При всех выбранных режимах ЭПО сопровождается повсеместным плавлением поверхности и объединением покрытия с нижележащей зоной легирования (рис. 2, б).

Релаксация термических напряжений, возникающих в поверхностном слое в результате импульсного характера обработки, приводит к формированию на поверхности системы микротрещин, которые разбивают ее на фрагменты с размерами от 30 до 60 мкм (рис. 2, б). Можно предположить, что трещины развиваются либо по границам ячеек кристаллизации, либо вдоль границ зерен. В некоторых местах поверхности наблюдается залечивание микротрещин, образовавшихся после предыдущего импульса обработки (рис. 2, в, г).

Исследования шероховатости поверхности показали (рис. 3), что после ЭПО поверхность электровзрывного боромеднения значительно выглаживается.

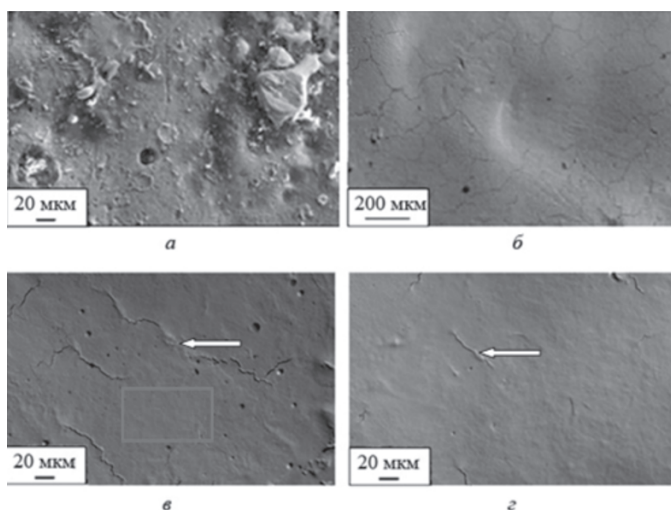


Рис. 2. Рельеф поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения (а) и последующей ЭПО при q_e , ГВт/м²: б – 3,0, в – 2,0; г – 3,0 (Прямоугольником (в) выделена область рентгеноспектрального микроанализа; стрелками (в и г) показаны залеченные микротрещины)

После ЭВЛ параметр шероховатости $Ra = 5,2$ мкм, а после ЭПО в центре образца он равен 2,9; 1,7 и 2,9 при q_e , равной 2,0, 2,5 и 3,0 ГВт/м² соответственно.

Исследования при большом увеличении обнаружили (рис. 4), что высокоскоростная кристаллизация расплава после ЭПО приводит к формированию дендритной структуры зоны легирования. Дендриты имеют оси первого и второго порядка. Обращает на себя внимание то, что в близко расположенных друг от друга областях дендриты имеют различные направления роста и разные междендритные параметры. Увеличение q_e сопровождается ростом средних значений междендритных параметров. Они составляют 0,50; 0,66 и 1,00 мкм при значениях q_e , равных 2,0; 2,5 и 3,0 ГВт/м² соответственно.

Эти значения позволяют оценить скорость охлаждения ν по формуле $\nu^{-n} = \frac{d}{A}$, где d – дендритный параметр, мкм, n и A – постоянные коэффициенты. Поскольку для сталей характерные значения $A = 2,3 \cdot 10^2$, $n = 0,45$ [11], для ν получаются следующие значения: $(1,6, 0,9$ и $0,4) \cdot 10^5$ К/с соответственно. Они согла-

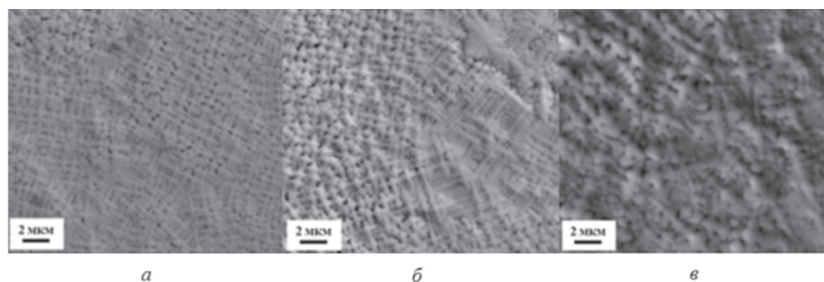


Рис. 4. Дендритная структура поверхностных слоёв стали 45, выявляемая сканирующей электронной микроскопии после электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки при q_e , ГВт/м²:

а – 2,0; б – 2,5; в – 3,0

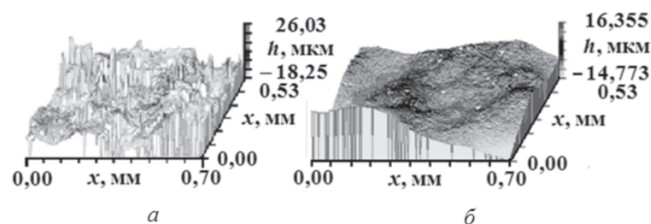


Рис. 3. Профилограммы поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения (а) и последующей ЭПО (б) при $q_e = 2,0$ ГВт/м²

суются с известными данными, согласно которым параметры дендритной структуры определяются скоростью охлаждения расплава и оси второго порядка не образуются уже при скорости охлаждения, превышающей $\sim 10^6$ К/с [12]. Сопоставляя их, можно отметить, что, с одной стороны, при увеличении q_e наблюдается уменьшение ν , однако, с другой стороны, при увеличении q_e увеличивается градиент температуры по глубине, и, следовательно, ν должна возрастать. Это противоречие можно объяснить тем, что, как известно [13], на параметры дендритов влияет не только скорость охлаждения, но и химический состав сплава. По-видимому, в данном случае заметно отличающиеся в соседних областях значения междендритных параметров обусловлены химической неоднородностью зоны легирования, которая возникает в результате растворения при ЭПО покрытия, формирующегося на поверхности сразу после ЭВЛ (рис. 2, а).

Идентификация рентгенограмм стали 45 после комбинированной обработки в различных режимах показывает наличие на поверхности следующих фаз: α -Fe, Cu, Fe₂₃(C, B)₆, FeV. Интенсивность пика (110), соответствующего α -Fe, принимает максимальное значение при $q_e = 2,0$ ГВт/м² и $q_e = 3,0$ ГВт/м², а при $q_e = 2,5$ ГВт/м² она незначительно уменьшается. Полуширина пиков (110)_α при разных значениях поглощаемой плотности мощности также изменяется немонотонно. Известно [14], что медь и γ -Fe имеют ГЦК-решетку с близкими межплоскостными параметрами. Ранее в работах [6, 7] показано наличие в зоне ЭПО остаточного аустенита. Интенсивность пика (200), соответствующего меди и (или) остаточному аустениту, принимает максимальное значение при $q_e = 2,5$ ГВт/м², а при $q_e = 3,0$ ГВт/м² наблюдается исчезновение пика (311) этих фаз. Сопоставляя рентгенограммы поверхности стали 45 сразу после электровзрывного боромеднения [8] и после ЭПО (рис. 5, б, в, г), можно отметить, что пики, соответствующие боридам Fe₂B и V₄C исчезают, а интенсивность пиков, соответствующих Fe₂₃(C, B)₆, уменьшается. Таким образом, влияние ЭПО на фазовый состав сводится к растворению боридов Fe₂B и V₄C в слое, уменьшению содержания аустенита, перераспределению меди и увеличению содержания α -Fe.

Это коррелирует с данными, представленными в статье [9], согласно которым микротвердость поверхности электровзрывного боромеднения после ЭПО уменьшается, а в глубине зоны обработки растет.

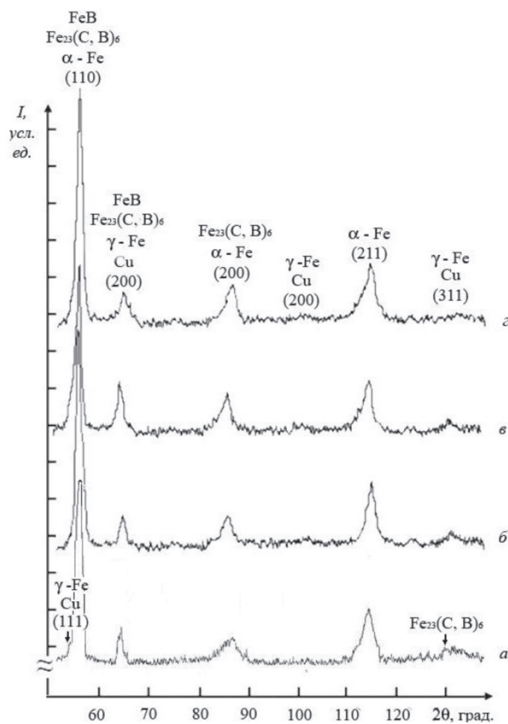


Рис. 5. Фрагменты дифрактограмм стали 45 после электровзрывного боромеднения (а) и последующей электронно-пучковой обработки при q_e , ГВт/м²:
 б – 2,0; в – 2,5, з – 3,0

Выводы

Электронно-пучковая обработка поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения приводит к уменьшению шероховатости поверхности, залечиванию микротрещин, изменению параметров дендритной кристаллизации и стабилизации фазового состава зоны легирования.

Список литературы

1. Шипко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. – Минск: «Навука і тэхніка», 1995. – 280 с.
2. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов: учебник / В.А. Грибков,

Ф.И. Григорьев, Б.А. Калин и др. – М.: Круглый год, 2001. – 528 с.

3. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л. Плазменные упрочняющие технологии. – Киев: Наукова думка, 2008. – 266 с.

4. Легирование конструкционной стали цирконием и титаном при воздействии компрессионной плазмы / В.В. Углов, Н.С. Тарасюк, Е.К. Стальмошенко, Н.Н. Черенда // Физика и химия обраб. материалов. – 2010. – № 3. – С. 62–67.

5. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов: учеб. пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.

6. Легирование поверхности углеродистой стали медью путем электрического взрыва проводника и последующей электронно-пучковой обработки / Ю.Ф. Иванов, С.Ю. Филимонов, А. Д. Тересов и др. // Изв. Томск. политехн. ун-та. – 2011. – Т. 318. – № 2. – С. 101–105.

7. Структурно-фазовый анализ поверхностного слоя стали, подвергнутой электровзрывному легированию медью и последующей электронно-пучковой обработке / Ю.Ф. Иванов, С.Ю. Филимонов, Ю.А. Колубаева и др. // Изв. Томск. политехн. ун-та. – 2011. – Т. 318. – № 2. – С. 106–109.

8. Влияние интенсивности плазменного воздействия на микротвердость стали 45 при электровзрывном боромеднении / Е.С. Ващук, Е.А. Будовских, М.М. Морозов, В.Е. Громов // Физика и химия обраб. материалов. – 2011. – № 2. – С. 18–25.

9. Структура и микротвердость поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки / Е.С. Ващук, Д.А. Романов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2011. – № 6. – С. 25–29.

10. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.

11. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 3. Методы поверхностной лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов; под ред. А.Г. Григорьянца. – М.: Высш. шк., 1987. – 191 с.

12. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.

13. Концентрационная зависимость дисперсности дендритной структуры в сплавах бинарных систем / Л.В. Костылева, Е.А. Санталова, Н.И. Габельченко, В.А. Ильинский // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 2008. – № 7. – С. 34–38.

14. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов. Справочник. – М.: Машиностроение, 1979. – 134 с.

The influence of electron beam treatment on a surface of steel 45 after electroexplosive borocoppering

E.S. Vaschuk, E.A. Budovskikh, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, A.M. Teplykh, E.A. Drobyaz

Methods by laser interferometry, scanning electronic microscopy, X-ray microanalysis and X-ray analysis features of a surface relief, element and phase structure of a zone electroexplosive borocoppering after subsequent electron beam treatment of steel 45 are investigated. It is shown, that treatment leads to reduction of a roughness of a surface, healing of microcracks, change of parameters dendritic crystallization and stabilization of phase structure of a zone alloying.

Key words: electroexplosive alloying, borocoppering, electron beam treatment, surface relief, dendritic crystallization, microcracks, phase constitution.

ОБРАЗОВАНИЕ СУБМИКРОННЫХ И НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА ПРИ ДЕТОНАЦИОННОМ НАПЫЛЕНИИ ПОРОШКОВ $\text{TiO}_2\text{-Ag}^*$

¹Д.В. ДУДИНА, канд. хим. наук,

²С.Б. ЗЛОБИН

²В.Ю. УЛЬЯНИЦКИЙ, доктор техн. наук, профессор,

¹О.И. ЛОМОВСКИЙ, доктор хим. наук, профессор,

¹А.Л. БЫЧКОВ, канд. хим. наук,

³И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент,

³В.А. БАТАЕВ, доктор техн. наук, профессор

¹Институт Химии твердого тела и механохимии
СО РАН, г. Новосибирск

²Институт Гидродинамики им. М.А. Лаврентьева,
г. Новосибирск

³Новосибирский государственный
технический университет, г. Новосибирск

Статья поступила 30 августа 2011 года

Дудина Д. В. – 630128, г. Новосибирск, ул. Кутателадзе 18,
Институт Химии твердого тела и механохимии СО РАН, e-mail: dina1807@gmail.com

Исследована микроструктура покрытий на основе диоксида титана, содержащих частицы серебра. Покрытия сформированы на медных субстратах детонационным напылением композиционных порошков $\text{TiO}_2\text{-}2.5\text{об.}\% \text{Ag}$. Управление температурой и скоростью напыляемых частиц возможно путем изменения степени заполнения ствола детонационной пушки взрывчатой газовой смесью. В зависимости от условий напыления частицы, формирующие покрытия, оказываются частично или полностью расплавленными. При реализации холодных режимов напыления плавления диоксида титана не достигается, а частицы серебра оказываются расплавленными. Капли расплава серебра претерпевают коалесценцию, в результате которой в покрытиях наблюдаются агломераты серебра размером несколько микрон. При увеличении температуры и скорости напыляемых композиционных частиц капли расплава серебра диспергируются на более мелкие, что приводит к образованию субмикронных и наночастиц серебра в напыленном покрытии.

Ключевые слова: детонационное напыление, диоксид титана, покрытия.

Введение

Диоксид титана привлекает большое внимание исследователей благодаря широкому спектру интересных свойств, проявляя себя как катализатор [1], антибактериальный компонент, биосовместимый материал [2] и материал с варьируемой электрической проводимостью [3]. При поглощении ультрафиолетового излучения диоксид титана образует электронно-дырочные пары и становится активным в процессах фотокатализа. С использованием фотокаталитических реакций создаются технологии очистки воздуха и водных сред от токсичных загрязнителей и болезнетворных бактерий. Свойства диоксида титана зависят от кристаллической структуры его модификации и могут быть изменены допированием – введением в решетку диоксида титана ионов других металлов, а также добавлением частиц других фаз. Для таких применений

диоксида титана, как антибактериальные поверхности и катализ, целесообразно наносить его на подложки или носитель. Для поверхностей теплообменников кондиционеров актуален вопрос о возможности формирования слоев из TiO_2 на поверхности медных субстратов. В качестве добавок к диоксиду титана в ряде работ предложено использовать частицы серебра, обеспечивающие «сток» электронов и повышающие тем самым потенциал диоксида титана как фотокатализатора [4]. Частицы серебра могут играть роль непосредственно антибактериального компонента [5].

Отсутствие у диоксида титана пластичности указывает на целесообразность выбора высокотемпературных методов для нанесения покрытий на его основе [6]. Детонационное напыление является перспективным методом нанесения покрытий с хорошей адгезией [7]. Микроструктура и свойства поверхности покрытий, сформированных при высоких

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (Гос. контракт № 14.740.12.0858)

температурах, определяются несколькими факторами: температурой частиц, их скоростью и протеканием химических реакций и фазовых превращений. Для практического применения поверхностная пористость покрытий из диоксида титана может обеспечить более благоприятные условия для активного действия частиц-включений серебра как антибактериального компонента. Для того чтобы обеспечить эффективное антибактериальное действие серебра, предпочтительно иметь его в покрытиях в виде наночастиц. В данной работе исследовалась микроструктура покрытий, полученных в различных режимах детонационного напыления порошков TiO_2 -2.5об. % Ag для определения условий диспергирования частиц серебра, претерпевающих плавление в процессе напыления.

Экспериментальная часть

Композиционные порошки TiO_2 -2.5об. % Ag готовили механической обработкой смесей порошков диоксида титана (в модификации рутила) и серебра в мельнице АГО-2 при ускорении шаров $200 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$ в течение 5 мин. Поскольку композиционная смесь содержала значительную долю частиц размером менее 5 мкм, которые непригодны для детонационного напыления, использовали дополнительную операцию агломерации порошка с раствором поливинилового спирта с последующей сушкой и рассевом на сите. Полученный в результате агломерации порошок содержал композиционные частицы размером 10...60 мкм.

Эксперименты по получению покрытий проводились на установке детонационного напыления ССДС 2000 [7], разработанной в ИГиЛ СО РАН. При детонационном напылении ствол установки длиной 850 и диаметром 20 мм заполняется взрывчатой газовой смесью $\text{C}_2\text{H}_2+1.05\text{O}_2$, продукты детонации которой создают восстановительную атмосферу напыления. Через отверстие диаметром 2 мм в боковой стенке с помощью штатного дозатора вбрасывается порция порошка, затем с помощью электрического разряда инициируется детонация. Продукты детонации, расширяясь, разгоняют частицы порошка и нагревают их. Компьютерное управление детонационным процессом позволяет точно заполнять ствол взрывчатой газовой смесью и тем самым варьировать энергетическое воздействие на частицы напыляемого материала. В данной работе производилось напыление серии образцов при различном заполнении ствола установки газовой смесью. Для теоретического расчета параметров напыляемых частиц использовалась математическая модель [8]. Результаты расчетов согласно этой модели хорошо согласуются с экспериментально измеренными температурами и скоростями частиц.

Для проведения электронно-микроскопических исследований был использован сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50 с приставкой EDS X-Act (Oxford Instruments). Для исследования микроструктуры покрытий использовали их поверхность и

подвергнутые операциям шлифования и полирования поперечные срезы. Съемку микрофотографий проводили в режиме обратно рассеянных электронов.

Результаты и обсуждение

Проведенные ранее исследования показали, что при напылении порошков TiO_2 -2.5об. % Ag с заполнением ствола 30 % (холодный режим) фазовый состав покрытия близок к составу исходного композиционного порошка. С увеличением степени заполнения ствола диоксид титана восстанавливается до TiO_{2-x} . При напылении в горячем режиме (степень заполнения ствола 60 %) диоксид титана частично восстанавливается до субоксида Ti_3O_5 . Все покрытия, нанесенные при степени заполнения ствола 30... 60 %, содержат фазу серебра, определяемую на рентгенограммах.

На рис. 1 представлены микрофотографии порошкового композита, полученного механической обработкой в мельнице порошков диоксида титана и серебра. В процессе механической обработки происходит смешение и диспергирование частиц, при этом частицы серебра оказываются агломерированными. Размер агломератов серебра составляет 1...2 мкм. Расчетные температуры и скорости напыляемых частиц при различных степенях заполнения ствола детонационной пушки представлены в таблице. Расчеты проведены для условия однородности температуры по объему частицы. Поскольку скорость и температура напыляемых частиц зависят от их размера, расчеты были проведены для трех диаметров частиц. При напылении частиц при заполнении ствола на 30 % малый расход газовой смеси не обеспечивает теплоты, необходимой для нагрева диоксида титана до температуры плавления. Температура композиционных частиц размером 40 мкм оказывается достаточной, для того чтобы серебро находилось в них в расплавленном состоянии.

Из микрофотографий поверхности покрытий (рис. 2, а) видно, что расплавленные частицы серебра коалесцируют и образуют крупные агломераты серебра в напыленных покрытиях. Химический состав светлых областей на микрофотографиях подтверждают результаты микроанализа (рис. 2, б). При заполнении ствола на 40 % серебро оказывается перегретым выше температуры плавления во всех напыляемых

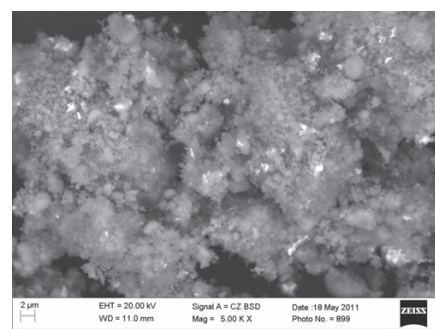


Рис. 1. Микрофотография частиц композиционного порошка TiO_2 -2.5об.%Ag

**Расчетные значения скоростей и температур частиц
при детонационном напылении композиционных порошков
TiO₂-2.5об.%Ag**

Степень заполнения ствола, %	Размер частиц, мкм	Скорость, м · с ⁻¹	Температура, К	Отношение* $T/T_{m TiO_2}$	Отношение* $T/T_{m Ag}$
30	20	554	782	0.37	0.63
	40	431	1315	0.62	1.06
	60	364	1124	0.53	0.91
40	20	614	1606	0.76	1.30
	40	514	1703	0.80	1.38
	60	430	1400	0.66	1.13
60	20	678	2646	1.25	Достигнута температура кипения
	40	534	2123	1.00	1.72
	60	417	2039	0.96	1.65

* Температура плавления ($T_{m TiO_2}$) диоксида титана составляет 2123 К; температуры плавления ($T_{m Ag}$) и кипения серебра составляют 1235 и 2435 К соответственно.

частицах. Скорости частиц при ударе о подложку в данном режиме выше, чем в режиме с заполнением ствола на 30 %. Коалесценция капель расплава серебра происходит в меньшей степени, в результате чего размер агломератов в покрытии уменьшается. При этом более значительными становятся процессы диспергирования капель расплава серебра (рис. 2, в). При напылении частиц с заполнением ствола детонационной пушки на 60 % частицы-включения серебра оказываются значительно перегретыми в композиционных агломератах размером 40...60 мкм, а в агломератах размером 20 мкм они достигают температуры

кипения. Диоксид титана нагрет до температуры, близкой к температуре плавления, в частицах размером 60 мкм, и находится в расплавленном состоянии в частицах размером 20...40 мкм. В покрытиях, полученных в этом режиме, содержатся неагломерированные субмикронные и наночастицы серебра, крупные же агломераты серебра не характерны (рис. 2, з-д).

Сферическая форма частиц серебра в покрытиях свидетельствует об их образовании путем разбрызгивания капель расплава. Из рис. 3 можно заключить, что в покрытиях, нанесенных при заполнении ствола на 60 %, субмикронные и наночастицы серебра распределены равномерно по всей толщине покрытия.

Особенности диспергирования расплавленных или частично расплавленных композиционных частиц при столкновении с подложкой определяются физико-химическими свойствами составляющих их фаз. Диспергирование может заключаться в дроблении напыляемых частиц как целого [9], если частицы полностью расплавлены или содержат значительное количество жидкой фазы. В некоторых системах происходит диспергирование одного из компонентов многофазного сплава вследствие расслоения жидкой фазы при быстром охлаждении напыленной на подложку частицы. Так, диспергирование включений олова наблюдали при термическом напылении сплавов Al-Sn-Si [10]. Для диспергирования олова в сплаве необходимо иметь частицы

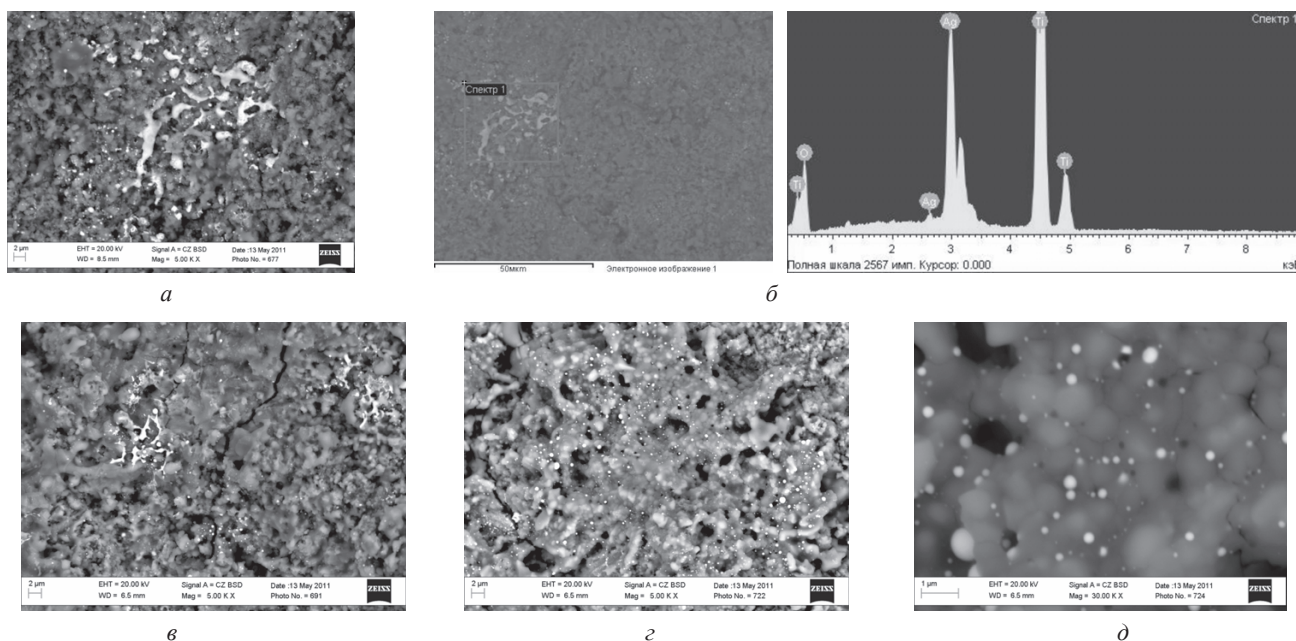


Рис. 2. Микрофотографии поверхности покрытий, полученных детонационным напылением композиционного порошка TiO₂-2.5об.%Ag, и результаты микрорентгеноспектрального анализа:

а – покрытие, нанесенное при степени заполнения ствола 30 %; *б* – результаты микрорентгеноспектрального анализа участка поверхности, содержащего агломераты серебра, *в* – покрытие, нанесенное при степени заполнения ствола 40 %, *з*, *д* – покрытие, нанесенное при степени заполнения ствола 60 % (разные увеличения)

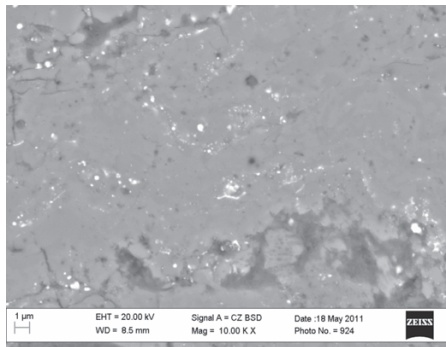


Рис. 3. Поперечный срез покрытий, полученных при степени заполнения ствола 60 %

полностью в расплавленном состоянии. В системе Al–Sn при быстром охлаждении происходит расслоение расплава на две несмешивающиеся жидкости. Образующиеся при расслоении дисперсные капли олова не успевают укрупняться при быстром охлаждении при формировании напыленного слоя, поэтому в закристаллизованном покрытии обнаруживаются наночастицы олова.

В системе TiO_2 –Ag расплавленное серебро находится в равновесии с твердым диоксидом титана, а начальный размер капель серебра определяется размером агломератов серебра в композиционном порошке. Поэтому, для того чтобы осуществить диспергирование расплавленных частиц серебра, не обязательно иметь полностью расплавленные композиционные частицы. Если напыляемые частицы имеют достаточно высокую скорость, то при ударе о подложку капли расплавленного серебра могут дробиться на более мелкие, несмотря на то что матрица из диоксида титана находится в твердом состоянии. Если скорость частиц при ударе о подложку невелика, то вследствие плохого смачивания в системе жидкое серебро–твердый диоксид титана капли расплава серебра склонны к коалесценции. Плавление матрицы диоксида титана в горячем режиме напыления и разбрызгивание композиционных капель как целого на более мелкие композиционные капли может дополнительно способствовать диспергированию капель расплава серебра. Таким образом, при детонационном напылении покрытий на основе диоксида титана с добавками серебра оказывается возможным управлять микроструктурными параметрами покрытий и получать субмикронные и наночастицы серебра непосредственно в процессе напыле-

ния. Полученные результаты могут быть использованы при создании и микроструктурном дизайне антибактериальных покрытий.

Выводы

Методом детонационного напыления композиционных порошков TiO_2 – 2.5 об. % Ag получены покрытия на основе диоксида титана с включениями серебра. Путем изменения параметров напыления оказывается возможным варьировать температурой и скоростью частиц, разгоняемых детонационной волной. В холодных режимах в напыляемых композиционных частицах образуются капли расплава серебра, склонные к коалесценции. При увеличении расхода газовой смеси напыляемые частицы разгоняются до более высоких скоростей, чем в холодных режимах, а серебро оказывается значительно перегретым выше температуры плавления. Высокие значения кинетической энергии напыляемых частиц, плавление диоксида титана и низкая вязкость расплава серебра способствуют диспергированию расплавленных капель с образованием при кристаллизации субмикронных и наночастиц серебра в напыленных покрытиях.

Список литературы

1. Carp O., Huisman C.L., Reller A. Progress Solid State Chem. – 32 (2004). – 33–177.
2. Liu X., Zhao X., Fu R.K.Y., Ho J.P.Y., Ding C., Chu P.K. Biomater. – 26 (2005). – 6143–6150.
3. Gusev A.A., Avvakumov E.G., Medvedev A.Zh., Masliy A.I. Sci. Sintering. – 39 (2007). – 51–57.
4. Cozzoli P.D., Fanizza E., Comparelli R., Curri M.L., Agostiano A. Phys J. Chem. B. – 108 (2004). – 9623–9630.
5. Rai M., Yadav A., Gade A. Biotechnol. – Advances 27 (2009). – 76–83.
6. Berger L.-M. Proc. Intl. Thermal Spray Conf. – 2004, ASM International. – PP. 934–945.
7. Ulianitsky V., Shtertser V., Zlobin S., Smurov I., Therma J. – Spray Technol. – 20 (4) (2011). – 791–801.
8. Gavrilenko T.P., Nikolaev Yu.A., Ulianitsky V.Yu., Kim M.Ch., Hong J.W. Proc. Intl. Thermal Spray Conf. – 1998, Nice, France. – PP. 1475–1483.
9. Sobolev V.V., Guilemany J.M. Mater. Lett. – 42 (2006). – 46–51.
10. Kong C.J., Brown P.D., Harris S.J., McCartney D.G. Mater. Sci. Eng. – A 403 (2005). – 205–214.

Formation of submicron and nanoparticles of silver during detonation spraying of TiO_2 -Ag powders

D.V.Dudina, S.B.Zlobin, V.Yu.Ulianitsky, O.I.Lomovsky, A.L.Bychkov, I.A.Bataev, V.A.Bataev

The microstructure of titanium dioxide-based coatings containing silver particulate inclusions was studied. The coatings were formed on copper substrates using detonation spraying of composite TiO_2 -2.5vol.%Ag powders. The temperatures of the sprayed particles and their velocities could be controlled by changing the degree of filling of the barrel of the detonation gun with an explosive gaseous mixture. Depending on the conditions of spraying, the sprayed particles can partially or fully melt. Under cold modes of spraying, titanium dioxide does not melt while silver particles experience melting. The molten droplets of silver coalesce, which results in the formation of agglomerates in the coatings several microns in size. When the sprayed particles are heated up to higher temperatures and impact on the substrate with higher velocities, molten silver droplets disperse into smaller ones leading to the formation of submicron and nanoparticles in the sprayed coatings.

Key words: detonation spraying, titanium dioxide, coatings.

НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧАЕМЫЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ С ПЛАЗМЕННЫМ АССИСТИРОВАНИЕМ: СИНТЕЗ, СТРУКТУРА, ХАРАКТЕРИСТИКИ*

*Н.Н. КОВАЛЬ, доктор техн. наук,
Ю.Ф. ИВАНОВ, доктор физ.-мат. наук,
О.В. КРЫСИНА
(ИСЭ СО РАН, г. Томск)
В.С. ЛОЖКИН, аспирант,
А.Ю. ЧУМАЧЕНКО, аспирант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 августа 2011 года

Крысина О.В. – 634055, г. Томск, пр. Академический, 2/3, Учреждение Российской академии наук
Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, e-mail: krycina@opee.hcei.tsc.ru

Рассматривается синтез нанокристаллических покрытий методом вакуумно-дугового плазменно-ассистированного осаждения на основе нитрида титана с добавками меди и кремния. Показано значительное улучшение физико-механических характеристик многокомпонентных покрытий Ti-Cu-N и Ti-Si-N по сравнению с бинарными покрытиями TiN и выявлены их структурно-фазовые особенности.

Ключевые слова: нанокристаллические покрытия, вакуумно-дуговое осаждение, плазменное ассистирование, нитрид титана, сверхтвердость.

В последние годы наряду с одноэлементными и двухэлементными (нитридные, оксидные, карбидные и другие соединения, такие как TiN, TiC, TiO₂, CrN, AlN, ZrN и другие) хорошо изученными покрытиями исследователи уделяют особое внимание многокомпонентным (трех- и более элементным) покрытиям, которые обладая сложной многофазной нанокристаллической или аморфной структурой, имеют уникальные свойства, такие как сверхтвердость (≥ 40 ГПа) [1,2], стойкость к окислению при высоких температурах (>1000 °C) [3,4], низкий коэффициент трения ($\leq 0,1$) [5]. Особое место занимают покрытия на основе традиционного износостойкого покрытия – нитрида титана благодаря выявлению эффекта перехода подобных покрытий из микрокристаллического в нанокристаллическое состояние при добавлении в состав одного или нескольких допирующих элементов [6], таких как Si, Al, Cr, Cu и др.

Цель данной работы – проведение работ по формированию покрытий на основе нитрида титана с добавками Cu и Si методом вакуумно-дугового осаждения с плазменным ассистированием при испарении

композиционных катодов, а также проведение комплекса исследований структурно-фазового элементного состава и физико-механических свойств этих покрытий.

Для формирования многокомпонентных покрытий использовалась ионно-плазменная установка «ТРИО», основными узлами которой являются два электродуговых испарителя и плазменный источник с накаливаемым катодом «ПИНК» [7]. Покрытия формировались в смешанной плазме, генерируемой при испарении композиционных катодов с низким содержанием дополнительного элемента ($<15\%$) и ионизации реакционного газа азота с помощью «ПИНК». В качестве материала подложек выступал твердый сплав ВК-8. Непосредственно перед нанесением покрытий поверхность образцов очищали и активировали бомбардировкой ускоренными ионами аргона при отрицательном потенциале подложки ≈ 1 кВ, в ходе чего образцы нагревались до температуры 300 °C.

Синтез всех многокомпонентных покрытий осуществляли в интервале значений параметров: $U_{cm} = -100 \dots -300$ В; $\gamma = 50$ %; $p = 0,3 \dots 0,4$ Па; $I_d = 50 \dots 100$ А; $T = 300 \dots 400$ °C. При таких параметрах

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (Гос. контракт № 14.740.12.0858) и РФФИ (проект № 11-08-00625-а).

концентрация плазмы составляла $n \sim 10^{12} \text{ см}^{-3}$, температура электронов $T_e \sim 1 \text{ эВ}$, плотность ионного тока на подложку $j \sim 1 \text{ мА/см}^2$. Толщина покрытий составила $1 \dots 5 \text{ мкм}$, скорость осаждения – $1 \dots 3 \text{ мкм/ч}$.

Исследования осажденных покрытий проводились следующими методами: оптическая микроскопия, просвечивающая и растровая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, микро- и наноиндентация, скретч-тест, трибометрия, метод Калотест.

Исследования, проведенные методом наноиндентации (см. таблицу), показали, что покрытия на основе нитрида титана с добавками меди и кремния имеют высокую твердость ($\geq 40 \text{ ГПа}$) и их можно отнести к классу сверхтвердых покрытий. Также они обладают низкой степенью остаточной деформации ($\leq 50 \%$), а модуль Юнга (E) находится для Ti-Cu-N покрытий в диапазоне от 350 до 400 ГПа; для Ti-Si-N – от 500 до 1000 ГПа.

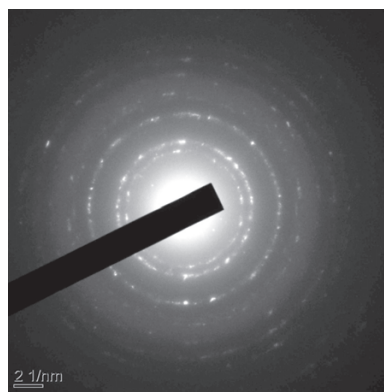
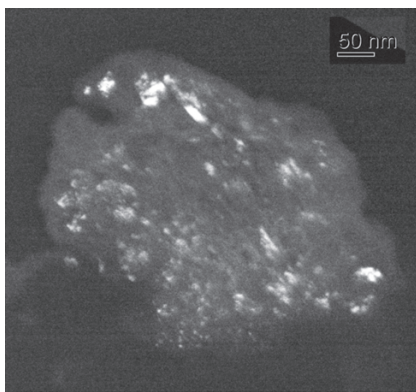


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, синтезированного при распылении катода состава Ti-10 % Si:

a – темное поле, полученное в суммарном рефлексе $[111]\delta\text{-TiN}$ и $[210]\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$; *b* – микроэлектроннограмма

Методом скретч-тест по изменению сигнала акустической эмиссии была определена величина критической нагрузки (см. таблицу), значения которой превышают в 2–3 раза значения критической нагрузки для обычного нитрида титана, что свидетельствует о хорошей адгезии многокомпонентных покрытий, по сравнению с традиционным TiN.

Измеренные значения коэффициента трения показали, что при добавлении меди коэффициент трения для TiN уменьшился в два раза, при добавлении кремния он не выше, чем у микрокристаллического TiN покрытия.

Субструктуру покрытий анализировали методом сканирующей электрон-

Характеристики покрытий, формируемых вакуумно-дуговым методом при испарении катодов различного состава*

Покрытие	Параметр						
	<i>n</i> , ат. %	<i>d</i> , нм	HV, ГПа	<i>E</i> , ГПа	ϵ , %	L_c , Н	μ
TiN	–	100	25	300...350	25	3,5	0,4...0,9
Ti-Cu-N	12	18	42	350...400	50	8,7	0,2
Ti-Si-N	2	10	55	500...1000	70	7,6	0,4

* *n* – концентрация легирующего элемента в покрытии; *d* – диаметр кристаллитов; HV – твердость; *E* – модуль Юнга; ϵ – степень упругого восстановления; L_c – критическая нагрузка в скретч-тесте

ной микроскопии. Исследования поперечных сколов столбчатую структуру в анализируемых покрытиях не выявили. Покрытия являются макросплошными без микропор и микротрещин.

Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг установлено, что Ti-Si-N и Ti-Cu-N покрытие сформировано кристаллитами $\delta\text{-TiN}$ (рис. 1, *a*, *b*). Средний размер кристаллитов для покрытия с добавкой меди составил $d = 18,0 \text{ нм}$ ($\sigma = 5,3 \text{ нм}$) (рис. 2, *a*), для покрытия с добавлением кремния – $d = 10,1 \text{ нм}$ ($\sigma = 4,0 \text{ нм}$) (рис. 2, *b*). Подобные значения получены и с помощью рентгеноструктурного анализа.

Методами рентгеноструктурного анализа рефлексы фаз нитрида кремния и меди не выявлены (рис. 3), что может свидетельствовать о малой объемной доле данных фаз и о их малых размерах. Методами микродифракционного электронно-микроскопического анализа обнаружено, что в покрытиях Ti-Si-N помимо кристаллитов нитрида титана наблюдаются рефлексы нитрида кремния фазы $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Выявить на микроэлектроннограммах рефлексы других фаз кремния не удается ввиду малой концентрации кремния в покрытии ($\leq 10 \%$);

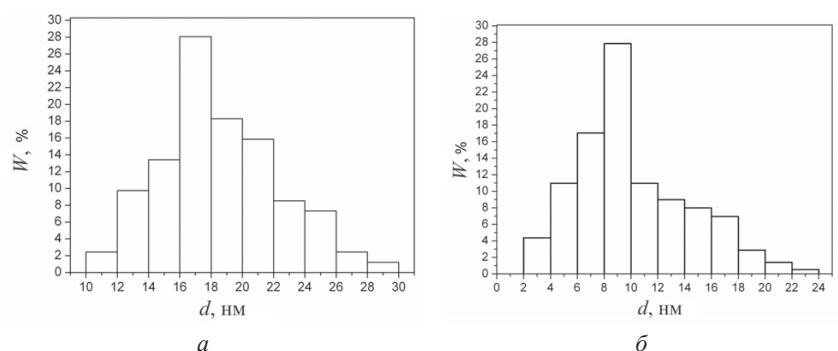


Рис. 2. Распределение кристаллитов покрытия Ti-Cu-N (*a*) и Ti-Si-N (*b*) по размерам

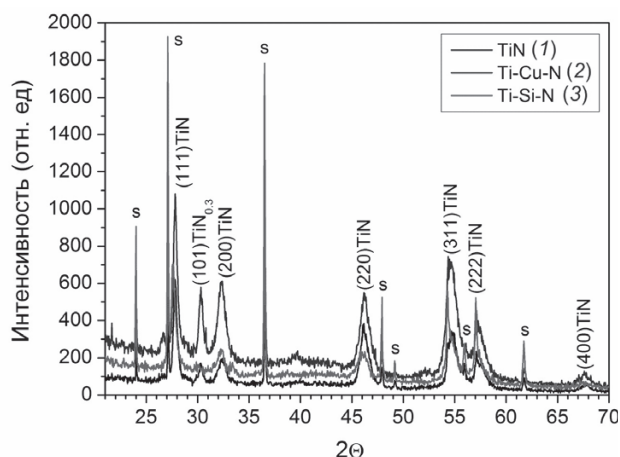


Рис. 3. Диффрактограммы покрытий TiN (1); Ti-Cu-N (2); Ti-Si-N (3)

они перекрываются более интенсивными рефлексами основной фазы.

В случае покрытия Ti-Cu-N на основании того, что сдвигов рефлексов основной фазы TiN в диффрактограммах не наблюдается, можно сделать вывод о том, что атомы меди не образуют соединений с титаном или азотом и в равной мере не образуют собственной кристаллической фазы. Поскольку данные рентгенофлуоресцентного анализа (см. таблицу) подтверждают наличие меди в исследуемом покрытии в количестве, соответствующем ее содержанию в композитном катоде (Ti-12ат.%Cu), можно сделать заключение о том, что медь находится на границах кристаллитов в аморфном состоянии. Время, за которое атомы меди образуют вокруг растущего кристаллита TiN замкнутую оболочку, и определяет время роста кристаллита, а соответственно и его размер.

Заключение

В ходе работы было выявлено, что многокомпонентные покрытия на основе нитрида титана с добавками меди и кремния, полученные методом вакуумно-дугового плазменно-ассистированного осаждения, обладают сверхтвёрдостью (≥ 40 ГПа),

высокой степенью упругого восстановления (до 70 %) и хорошей адгезией (L_c до 10,3 Н) к подложке, низким коэффициентом трения (до 0,2) по сравнению с нитридом титана без добавочных элементов.

Такое улучшение механических характеристик обосновано наличием нанокристаллической структуры в покрытиях нитрида титана с добавками меди и кремния. Причем в обоих случаях покрытия состоят из нанокристаллитов без выделенной ориентации основной фазы δ -TiN. В случае Ti-Cu-N средний размер кристаллитов составил 18,0 нм, в случае Ti-Si-N – 10,1 нм.

Торможение роста кристаллитов во время формирования покрытий в покрытиях Ti-Cu-N объясняется наличием прослоек меди по границам кристаллитов нитрида титана; в покрытиях Ti-Si-N – наличием фаз нитрида кремния (β -Si₃N₄).

Список литературы

1. Veprek S., Veprek-Heijman M. G.J. et al. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites // Thin solid films. – 476 (2005). – 1–29.
2. Musil J. Hard and superhard nanocomposite coatings // Surface and coatings technology. – 2000. – Vol. 125. – P. 322–330.
3. PalDey S., Deevi S.C. Properties of single layer and gradient (Ti,Al)N coatings // Materials Science and Engineering. – A361 (2003)/ – 1–8.
4. Musil J., Vlcek J. and Zeman P. Hard amorphous nanocomposite coatings with oxidation resistance above 1000 °C // Advances in Applied Ceramics. – 2008. – Vol. 107. – PP. 148–154.
5. Tribological and mechanical properties of nanocrystalline-TiC/a-C nanocomposite thin films // J. Vac. Sci. Technol. A 28(2), Mar/Apr 2010, pp. 244–249.
6. Veprek, S. Reiprich. A concept for the design of novel superhard coatings // Thin Solid Films. – 268 (1995)/ – 64–71.
7. Винтизенко Л.Г., Григорьев С.В., Коваль Н.Н., Толкачев В.С., Лопатин И.В., Щанин П.М. Дуговые разряды низкого давления с полым катодом и их применение в генераторах плазмы и источниках заряженных частиц // Известия вузов. Физика. – 2001. – № 9. – С. 28–35.

Nanocrystalline coatings deposited by vacuum-arc method with plasma assistance: synthesis, structure, characteristics

N.N. Koval, Yu.F. Ivanov, O.V. Krysina, V.S. Lojkin, A.U. Chumachenko

Synthesis of nanocrystalline coatings based on titanium nitride with doping of copper or silicon by vacuum-arc plasma-assisted deposition is considered. Significant improvement of physical-mechanical characteristics of multicomponent Ti-Cu-N and Ti-Si-N coatings is showed compared with binary TiN coatings, and their phase-structural features are revealed.

Key words: nanocrystalline coatings, vacuum-arc deposition, plasma assistance, titanium nitride, superhardness.

СВОЙСТВА ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ В ВАКУУМЕ*

Б.В. ДАМПИЛОН, канд. техн. наук, н.с. (ИФПМ, г. Томск)

В.Г. ДУРАКОВ, канд. техн. наук, с.н.с. (ИФПМ, г. Томск)

Л.В. ЕРЕМИНА, магистрант (ТПУ, г. Томск)

А.А. ЛОСИНСКАЯ, аспирант (НГТУ, г. Новосибирск)

Н.С. МОЧАЛИНА, канд. техн. наук (НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 30 августа 2011 года

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

В работе приведены результаты исследований покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна. Покрытия получены электронно-лучевой наплавкой порошковой смеси хромистого чугуна с железом и ванадием на подложках из малоуглеродистой стали. Основной объем полученных покрытий имеет квазиэвтектическую структуру с аустенитной матрицей и карбидами $(Cr, Fe, V)_7C_3$ и V_2C . Последующий высокотемпературный отжиг в диапазоне температур 1000...1100 °С приводит к интенсивному выделению вторичных ультрадисперсных карбидов M_7C_3 из метастабильной аустенитной матрицы покрытий. Матрица покрытий после отжига представлена α -фазой (90 %) и γ -фазой (10 %). В результате отжига образцов с покрытиями при 1000 и 1100 °С двукратно увеличивается абразивная износостойкость и повышается твердость покрытий.

Ключевые слова: электронно-лучевая наплавка, эвтектический хромованадиевый чугун, абразивная износостойкость, вторичные ультрадисперсные карбиды, высокотемпературный отжиг.

Разработка защитных покрытий, обеспечивающих значительное увеличение срока службы быстро изнашиваемых деталей машин и механизмов, является актуальным направлением в современном машиностроении.

Одним из прогрессивных методов нанесения защитных покрытий является электронно-лучевая наплавка (ЭЛН) порошковых материалов в вакууме [1]. Метод ЭЛН обладает рядом особенностей, которые выгодно отличают ее от других методов нанесения покрытий: рафинирование наплавляемого металла благодаря вакуумной среде; возможность плавной и точной регулировки мощности электронного луча, что способствует минимальному проплавлению основы и, следовательно, сохранению шихтового химического состава в покрытии. Всё это делает метод ЭЛН перспективным, позволяющим получать порошковые покрытия с различными функциональными характеристиками и значительной толщины до 5 мм. Использование метода ЭЛН позволяет упрочнять рабочую поверхность новых деталей и восстанавливать изношенные детали.

Выбор состава наплавочного порошкового материала для электронно-лучевой наплавки был обусловлен необходимостью создания безникелевых (из-за его дороговизны) износостойких покрытий на железной основе. В качестве такого материала был выбран белый хромистый чугун, легированный ванадием и разбавленный железом для формирования покрытия, соответствующего по составу эвтектическому хромованадиевому чугуну. Зачастую лишь белые износостойкие чугуны в состоянии обеспечить надежную эксплуатацию самой разнообразной техники, работающей в жестких условиях интенсивного абразивного износа. Успех в применении защитных покрытий из таких чугунов определяется обоснованностью выбора состава (заэвтектический, эвтектический и доэвтектический), варианта последующей термической обработки и условий эксплуатации.

Особенностями процесса электронно-лучевой наплавки являются значительный перегрев ванны расплава в зоне действия электронного луча, способствующий повышению однородности расплава, и высокая скорость охлаждения, способствующая

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (Гос. контракт № 14.740.12.0858).

образованию структурно неустойчивого состояния матрицы при использовании высокоуглеродистых наплавочных материалов. Следует ожидать, что дальнейшей термообработкой наплавленных покрытий можно управлять как структурой матрицы, так и карбидной подсистемой за счет выделения вторичных карбидов.

Целью настоящей работы является исследование структуры и свойств электронно-лучевых покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна и влияния последующей термической обработки на свойства полученных покрытий.

Материалы и методики исследований

Для нанесения покрытий использовали специально разработанную установку электронно-лучевой наплавки созданную на базе электронно-лучевой сварочной установки ЭЛУ-5, дополнительно оборудованную системой подачи порошкового наплавочного материала и блоком сканирования луча, обеспечивающего развертку в одну или две линии. В качестве источника электронов была применена электронная пушка с плазменным эмиттером на основе отражательного разряда с полым катодом [2]. Применение данного источника электронов обусловлено его высоким ресурсом работы в условиях технического вакуума, запыления катода парами наплавливаемых металлов и частых разгерметизаций камеры.

Процесс наплавки происходит путём подачи наплавочного материала в зону действия электронного луча, развернутого в линию поперек движения наплавливаемой детали. За один проход обычно наплавляется покрытие толщиной от 0,5 до 1 мм. Покрытия толщиной 2–3 мм были наплавлены за несколько проходов на подложках из малоуглеродистой стали размером 250×25×15. Для предотвращения поволоки и коробления подложки закреплялись на массивной стальной основе.

В качестве наплавочного материала была использована механическая смесь (табл.1), состоящая из промышленных порошков хромистого чугуна марки ПГС-27, ванадия и железа с расчетом получения покрытия из хромованадиевого чугуна эвтектического состава. Расчет эвтектического состава выполнен на основании диаграммы состояния многокомпонентных систем на основе железа [3] и данных работы [4].

Т а б л и ц а 1

Химический состав наплавочного материала

Состав	Cr	V	C	Si	Ni	Mn	Fe
Эвтектический	16	5	2,5	0,6	1	0,7	Основа
Заэвтектический*	25	5	4	1	1,5	1	Основа

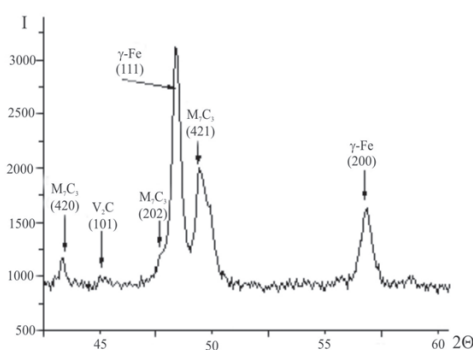
* Для сравнения [7].

Термическую обработку образцов с покрытиями проводили в вакуумной печи при различных температурах 800, 900, 1000, 1100 °С с выдержкой один час.

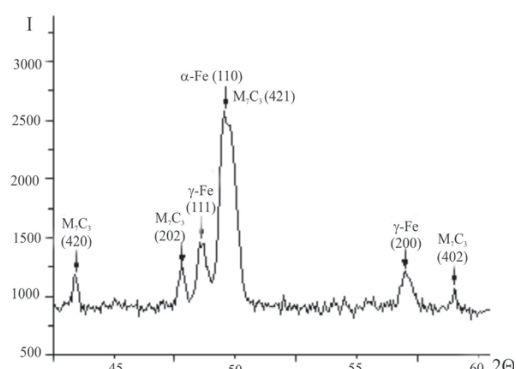
Микроструктуру покрытий исследовали с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss AxioObserver A1m. Структурно-фазовое состояние покрытий определяли с использованием микрорентгеноспектрального анализа на приборе Evo 50 и рентгенофазового анализа на установке ARL X'TRA. Микротвердость покрытий определяли на приборе 402MVD. Испытания покрытий на ударную вязкость проводили на установке Metrocom.

Результаты и обсуждение

Согласно данным рентгеноструктурного анализа матрица полученных покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна имеет аустенитную структуру (γ -фаза). Карбидная подсистема представлена двумя карбидами: карбид типа M_7C_3 и карбид ванадия V_2C (рис. 1, а). Образование карбида V_2C в процессе кристаллизации покрытия термодинамически более выгодно, чем VC [5, 6].



а



б

Рис. 1. Фрагменты рентгенограмм покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна: а – после наплавки; б – после наплавки и последующей термической обработки при $T = 1100$ °С

Сравнительный анализ микроструктуры покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна (рис. 2, а) и заэвтектического (рис. 2, б), исследованного в работе [7], показал, что в эвтектическом чугуне карбидная фаза имеет более мелкодисперсное строение, чем в

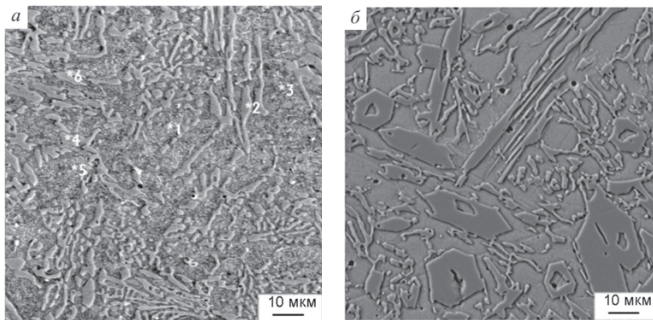


Рис. 2. Микроструктура покрытия из хромованадиевого чугуна:

a – эвтектический; *б* – заэвтектический

заэвтектическом. Основной объем покрытий из эвтектического чугуна характеризуется наличием пространственно разветвленного каркаса эвтектических карбидов и отсутствием грубых первичных карбидов, имеющих форму протяженных шестигранников.

Содержание элементов в карбидной фазе и в матрице по данным микрорентгеноспектрального анализа в точках (рис. 2, *a*) представлено в табл. 2. Ванадий находится в покрытиях как в составе карбидов, так и в составе матрицы. Содержание ванадия в матрице в среднем составляет около 1 % мас., а хрома – 11,8 % мас. Доля ванадия в карбидах в среднем составляет 8,6% мас., а хрома – 43,8 % мас.

Процесс нанесения покрытий методом электронно-лучевой наплавки характеризуется малым временем существования ванны расплава и высокой скоростью охлаждения зоны формирования покрытий. Эти факторы приводят к образованию структурно неустойчивого состояния матрицы покрытий при использовании высокоуглеродистых наплавочных материалов. В связи с этим была проведена последующая термическая обработка (высокотемпературный отжиг) образцов с покрытиями.

Анализ металлографических исследований покрытий после термической обработки показал, что в покрытиях, отожженных при температурах 800 и 900 °С, видимых изменений в структуре не наблюдается. В отожженных при температурах 1000 и 1100 °С

покрытиях наблюдается наличие значительного количества ультра- и нанодисперсных вторичных карбидов, выделившихся из матрицы в пространстве между эвтектическими карбидами (рис. 3).

Эвтектические карбиды при такой термической обработке не претерпели изменений, общее количество карбидов после отжига при 1000...1100 °С несколько выше, чем после наплавки вследствие выделения вторичных карбидов из пересыщенной аустенитной матрицы. Результаты стереометрического микроанализа покрытий показали, что объемная доля в покрытии вторичных карбидов составляет 10...12 %. Размеры карбидов варьируются в широких пределах от 80 нм до 3 мкм, причем основной объем вторичных карбидов (70...72 %) имеет размер до 400 нм (рис. 4). Объемная доля наноразмерных карбидов (до 100 нм) среди вторичных карбидов составляет порядка 9...10 %.

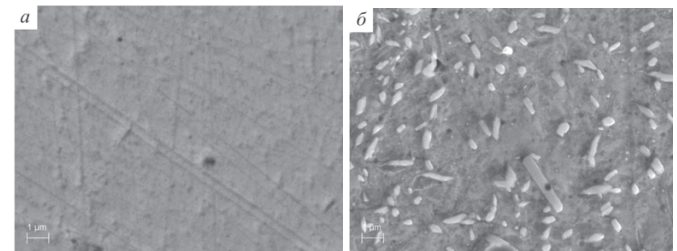


Рис. 3. Область между эвтектическими карбидами хромованадиевого чугуна (РЭМ, ×20000):

a – микроструктура после наплавки; *б* – после наплавки и последующего отжига при 1100 °С

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, вторичные карбиды представлены соединением M_7C_3 . Матрица покрытий представлена мартенситом (90 %) и остаточным аустенитом (10 %) (см. рис. 1, *б*). Выявленные в наплавленных покрытиях рентгеноструктурным анализом карбиды ванадия V_2C , образовавшиеся при кристаллизации расплава, не идентифицируются в покрытиях после высокотемпературного отжига. Это обстоятельство, видимо, обусловлено растворением карбида ванадия в матрице покрытий при высоких температурах в процессе отжига. Как известно [8], наличие хрома повышает растворимость карбида ванадия в аустените при температуре 1000...1150 °С. Некоторое количество хрома, растворяясь в карбидах типа MC , ослабляет межатомные связи в кристаллической решетке карбида-растворителя и облегчает диссоциацию карбидов в γ – твердом растворе.

Положительная роль ванадия заключается в том, что он, частично растворяясь в карбиде хрома, сообщает ему повышенную стойкость против коагуляции и усиливает эффект дисперсионного твердения [9]. Поэтому повышение твердости после отжига

Таблица 2

Данные микрорентгеноспектрального анализа покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна (к рис. 1, *a*)

Элементы	Содержание элементов в различных точках матрицы, % мас.			Содержание элементов в различных точках карбидов, % мас.		
	1	3	5	2	4	6
V	1,212	0,943	1,1	9,037	8,714	8,172
Cr	12,637	12,011	10,658	45,895	44,134	41,336
Fe	82,533	84,170	84,639	35,340	37,344	40,151
Общее содержание*	96,386	97,124	96,397	90,272	90,192	89,659

* Без учета элементов (C, Si, Mn, Ni), входящих в состав покрытия.

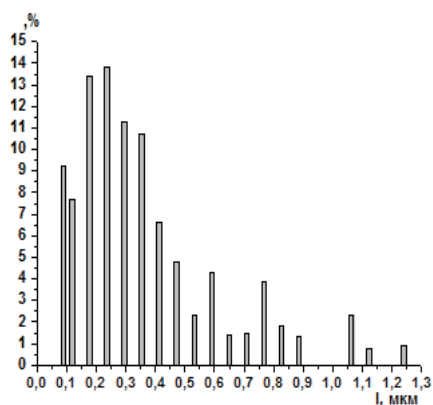


Рис. 4. Распределение вторичных карбидов по размерам в покрытиях после отжига при 1100 °С с выдержкой один час

обусловлено не только превращением аустенита в мартенсит при соответствующей скорости охлаждения, но и эффектом вторичного твердения, где немаловажную роль играет ванадий, препятствующий коагуляции карбидов хрома в процессе отжига.

Динамику выделения вторичных карбидов в отливках из износостойких сложнолегированных хромистых чугунов изучал Маратрей [10]. Он показал, что с наибольшей скоростью пересыщенный литой аустенит хромомолибденовых чугунов выделяет карбиды при 950...1000 °С, и этот процесс занимает около четырех часов. В наплавленных электронным лучом покрытиях из хромованадиевого чугуна для интенсивного выделения вторичных карбидов достаточно одного часа при температуре 1000 °С. Температура в 1100 °С уже не даёт существенного прироста твердости и износостойкости. Этот факт свидетельствует о значительной степени пересыщения γ - твердого раствора матрицы покрытий из хромованадиевого чугуна в результате электронно-лучевой наплавки в вакууме.

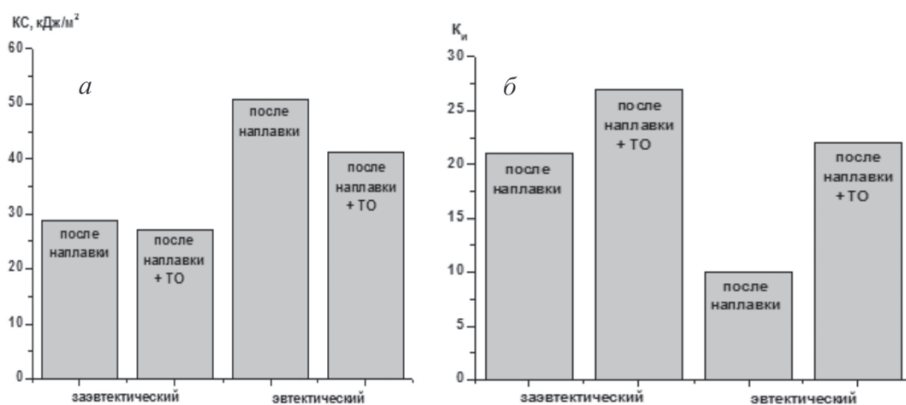


Рис. 6. Ударная вязкость (а) и коэффициент относительной абразивной износостойкости (б) покрытий из заэвтектического и эвтектического хромованадиевого чугуна после наплавки и последующей термической обработки ($T = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$)

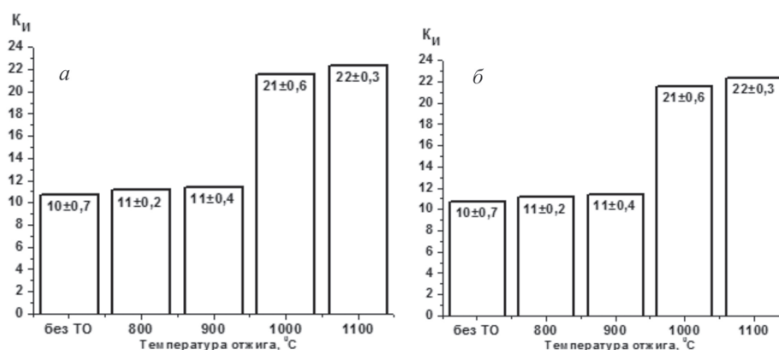


Рис. 5. Зависимость коэффициента относительной абразивной износостойкости покрытий (а) и твердости (б) покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна от температуры отжига

Проведенные испытания покрытий на абразивную износостойкость показали, что отжиг при 800 и 900 °С несущественно сказывается на уровне износостойкости по сравнению с покрытием, не подвергавшимся термической обработке. Видимо, эта температура оказалась недостаточной для растворения в матрице V_2C . В то же время отжиг при температурах 1000 и 1100 °С приводит к значительному повышению износостойкости покрытий (рис. 5, а) и твердости (рис. 5, б). Повышение твердости и износостойкости покрытий вызвано как упрочняющим действием выделившихся ультрадисперсных и наноразмерных карбидов, так и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Поэтому диспергирование включений всегда обуславливает более однородное распределение напряжений в нагруженном материале и повышение его прочностных характеристик. Ультрадисперсные и наноразмерные карбиды в таких покрытиях в состоянии перераспределять напряжения, возникающие при воздействии абразивных частиц, передавая часть нагрузки в окружающую матрицу.

Результаты сравнительных испытаний покрытий из заэвтектического и эвтектического хромованадиевого чугуна на ударную вязкость и абразивную износостойкость показали, что ударная вязкость покрытий из эвтектического чугуна значительно превосходит ударную вязкость покрытий из заэвтектического чугуна (рис. 6, а), но имеет более низкие значения абразивной износостойкости (рис. 6, б). Относительно высокая ударная вязкость у покрытий из эвтектического чугуна по сравнению с заэвтектическим чугуном является следствием более низкого содержания карбидной фазы, большего количества аустенитной матрицы и

относительно высокой дисперсности карбидов. Последующая термическая обработка покрытий несколько снижает ударную вязкость у обоих составов покрытий, но приводит к резкому повышению абразивной износостойкости. Снижение этого параметра в результате последующей термической обработки вызвано $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением в матрице. Материал покрытий в результате дисперсионного твердения и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в матрице становится более стойким к абразивному истиранию, но при этом более хрупким.

Выводы

1. Высокая скорость охлаждения при вакуумной электронно-лучевой наплавке эвтектического хромованадиевого чугуна приводит к образованию метастабильной аустенитной структуры матрицы.

2. Ванадий в покрытиях входит как в состав комплексных карбидов $(Cr, Fe, V)_7C_3$, так и в состав аустенитной матрицы. Содержание ванадия в матрице в среднем составляет около 1 % мас., а хрома – 11,8 % мас. Доля ванадия в карбидах в среднем составляет 8,6 % мас., а хрома – 43,8 % мас.

3. Высокотемпературный отжиг образцов с покрытиями из эвтектического хромованадиевого чугуна в диапазоне температур 1000...1100 °С в течение одного часа приводит к интенсивному выделению вторичных ультрадисперсных карбидов M_7C_3 из метастабильной аустенитной матрицы покрытий. Матрица покрытий в результате отжига представлена мартенситом (90 %) и аустенитом (10 %).

4. Объемная доля в покрытии вторичных карбидов составляет 10...12 %. Основной объем вторичных карбидов (70...72 %) имеет размер до 400 нм. Объемная доля наноразмерных карбидов (до 100 нм) составляет порядка 9...10 % среди вторичных карбидов.

5. В результате выделения ультрадисперсных карбидов и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в матрице значительно увеличивается абразивная износостойкость и повышается твердость покрытий. Покрытия из эвтектиче-

ского хромованадиевого чугуна в 10 раз превосходят по абразивной износостойкости сталь 45 (эталон), но уступают в два раза покрытиям из заэвтектического хромованадиевого чугуна. Ударная вязкость у покрытий из эвтектического значительно выше, чем у покрытий из заэвтектического хромованадиевого чугуна (51 и 29 кДж/м² соответственно). Высокотемпературный отжиг покрытий приводит к снижению ударной вязкости покрытий как эвтектического, так и заэвтектического хромованадиевого чугуна (41 и 27 кДж/м² соответственно).

Список литературы

1. Панин В.Е., Белюк С.И., Дураков В.Г. и др. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34–38.
2. Дураков В.Г., Дампилов Б.В. Патент РФ №2378732 «Электронно-ионный источник» // Опубликовано 10.01.2010. Бюл. №1.
3. Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. и др. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справ. изд. – М.: Металлургия, 1986. – С. 440.
4. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия, 1983. – С. 110.
5. Куликов И.С. Термодинамика карбидов и нитридов. – Челябинск: Металлургия. Челябинское отд-е, 1988. – 320 с.
6. Елагина О.Ю. Особенности формирования карбидных фаз с позиции термодинамического подхода // Перспективные материалы. – 2006. – № 4. – С. 17–22.
7. Дураков В.Г., Дампилов Б.В., Гнюсов С.Ф. Роль мелкодисперсных выделений карбида ванадия в повышении износостойкости покрытий из хромистого чугуна // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 5. – С. 10–14.
8. Банных О.А., Блинов В.М. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадийсодержащие стали. – М.: Наука, – 1980. – С. 192.
9. Меськин В.С. Основы легирования стали. – М.: Металлургия, 1964. – С. 684.
10. Maratray F. AFS Transactions. – 1971. – V. 79. – P. 121–124.

Properties of protective coatings on the base of eutectic chrome-vanadium iron obtained by electron-beam hardfacing in vacuum

B.V. Dampilon, V.G. Durakov, L.V. Eremina
A.A. Losinskaya, N.S. Mochalina

The investigation results of eutectic chrome-vanadium iron coatings are presented in the given paper. The coatings were obtained on the low-carbon steel substrates by electron-beam hardfacing of powder composite. Powder composite consisted of chromium iron, vanadium and iron. The major volume of hardfaced coatings has quasiaeutectic structure. The coatings consist of austenitic matrix and $(Cr, Fe, V)_7C_3$, V_2C carbides. Following high temperature annealing in the range 1000-1100 °C leads to intensive precipitation of secondary ultrafine carbides M_7C_3 from metastable austenitic matrix of coatings. The matrix after annealing consists of α -phase (90%) and γ -phase (10%). Wear resistance and hardness of the investigated coatings significantly increased due to precipitation hardening and austenite-to-martensite transformation.

Key words: electron-beam hardfacing, eutectic chrome-vanadium iron, wear resistance, secondary ultrafine carbides, high temperature annealing.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ КАТОДА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ*

*В.Н. БЕЛЯЕВ^{1,2}, канд. техн. наук, доцент,
А.В. ЛОБУНЕЦ², студент,
В.А. БАТАЕВ³, доктор техн. наук, профессор,
А.С. ГОНТАРЕНКО³, аспирант
(¹ОАО «ФНПЦ «Алтай», г. Бийск,
²БТИ АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Бийск,
³НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 августа 2011 года

Беляев В.Н. – 659322, г. Бийск, ул. Социалистическая, 1
ОАО «ФНПЦ «Алтай», e-mail: lab.nanodiamond@rambler.ru

Показано положительное влияние механоактивационного воздействия потока электролита на структуру и твердость никелевых и медных покрытий. Получены данные о режимах механоактивации для улучшения характеристик покрытий. Для никелевых покрытий была выявлена нецелесообразность применения при механоактивации воздушного воздействия.

Ключевые слова: электрохимические покрытия, механоактивация, структура, механические свойства.

Введение

В гальванотехнике всегда существует задача получения осадков с заданными функциональными свойствами, особенно в производстве электронной техники, предъявляющая комплекс требований к покрытиям и электролитам. Наряду с обычными требованиями, такими как декоративный внешний вид, хорошее сцепление с основой, равномерность толщины, появляются требования пластичности и малой напряженности, малой пористости при небольших толщинах осадков, высокой электрической проводимости и др.

Возможность управления структурой и свойствами осадков, включая шероховатость поверхности, размер зерен, твердость, а также интенсификации процессов осаждения, определяют интерес к применению методов механоактивации при электроосаждении металлов. Механоактивация поверхности детали-катода позволяет формировать мелкозернистые осадки с повышенными физико-механическими свойствами [1]. Кроме того, применение методов механоактивации по сравнению с традиционным нанесением гальванопокрытий характеризуется зна-

чительно большим количеством параметров, определяющих процесс осаждения: помимо плотности тока, температуры, pH и состава электролита – гидродинамический режим, геометрия гальванической ванны, размещение электродов, давление на катод и др.

Методика проведения исследований

Исследовались структура и твердость никелевых и медных электрохимических покрытий, осаждаемых при гидравлическом и гидропневматическом воздействии потока электролита на поверхность катода. Покрытия из сульфатного электролита никелирования и пирофосфатного электролита меднения наносились на образцы диаметром 25 мм из стали 45 (см. таблицу).

Режимы осаждения покрытий

	Медь	Никель
Плотность тока	1 А/дм ²	8,6 А/дм ²
Температура	50 °С	50 °С
pH	7,8...8,5	2,5...3,5
Время осаждения	90 мин	30 мин

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (Гос. контракт № 14.740.12.0858)

Нанесение покрытия производилось в гальванической ванне при обеспечении гидравлического воздействия электролита на поверхность детали-катада и возможности насыщения потока пузырьками воздуха (рис. 1). Для измерения динамического напора текущей жидкости использовалась трубка Пито. Гидропневматическое воздействие и насыщение потока электролита пузырьками газа обеспечивалось регулируемой подачей воздуха от компрессора.

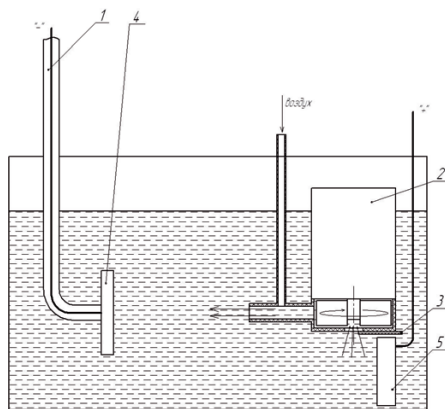


Рис. 1. Схема нанесения покрытий:

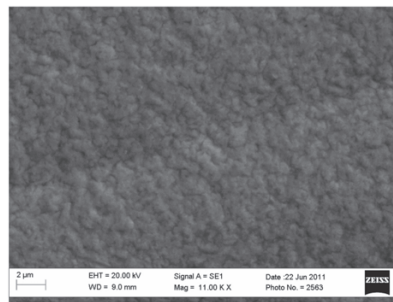
1 – фиксирующая трубка; 2 – турбинная мешалка;
3 – клапан; 4 – катод; 5 – анод

Металлографические исследования структуры поверхностного слоя проводились на оптическом микроскопе *Carl Zeiss AxioObserver 11m*, растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss ULTRA 55*, твердость покрытий оценивалась на приборе *Wolpert Group 402MVD* (микротвердость по Виккерсу). Размер зерен структуры покрытий определялся по ГОСТ 5639–82.

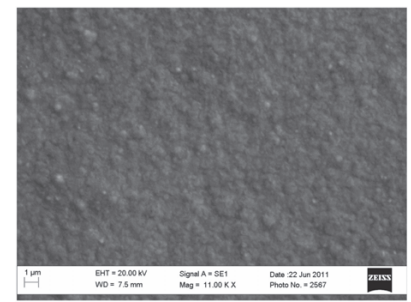
Результаты исследований и обсуждения

В результате проведенных экспериментов были получены электрохимические никелевые и медные покрытия, осажденные при различном воздействии потока электролита на поверхность катода (давление, доля воздуха в потоке) (рис. 2 и 3).

На первом этапе экспериментальных исследований была проведена оценка влияния насыщения механоактивационного потока электролита пузырьками воздуха на структуру и твердость покрытий. На представленных графиках (рис. 4) продемонстрировано, что увеличение доли воздуха в потоке приводит первоначально к уменьшению размера зерна и повышению твердости



а



б

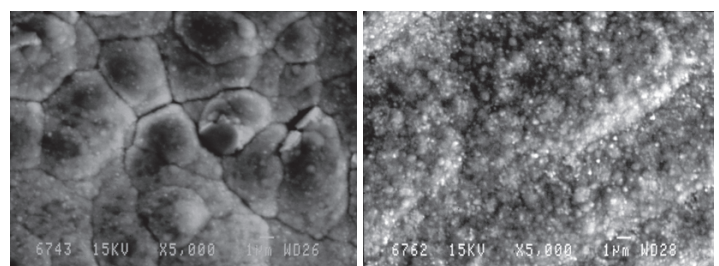
Рис. 2. Структура никелевых покрытий:

а – давление потока 100 КПа; б – давление потока 120 КПа

медных покрытий, что объясняется ингибированием кислородом и комплексообразованием в электролите, т.е. изменением состава раствора [2]. Дальнейшее увеличение воздуха, а следовательно, и количества пузырьков в растворе приводит к перенасыщению его газом, вследствие чего затрудняется подвод новых порций электролита к подложке, увеличению напряжения протекания процесса и ухудшению характеристик покрытий.

При исследовании никелирования позитивного влияния насыщения потока электролита пузырьками воздуха выявлено не было (рис. 3). Как и при меднении, с возрастанием доли воздуха характеристики никелевых покрытий снижались. Полученные данные определяют нецелесообразность применения воздушного потока при механоактивации катода в ваннах для никелирования.

Полученные результаты определили необходимость проведения дополнительных экспериментальных исследований с целью определения влияния давления потока электролита на характеристики никелевых покрытий. Давление потока варьировались от 100 до 130 КПа. Анализ полученных зависимостей (рис. 5) показал, что в результате гидравлического воздействия на катод и интенсивного подвода новых порций электролита к поверхности покрываемой детали процесс идет более интенсивно, позволяя получать более мелкозернистые покрытия.



а

б

Рис. 3. Структура медных покрытий при давлении потока 130 КПа:

а – доля воздуха 0; б – доля воздуха 0,4

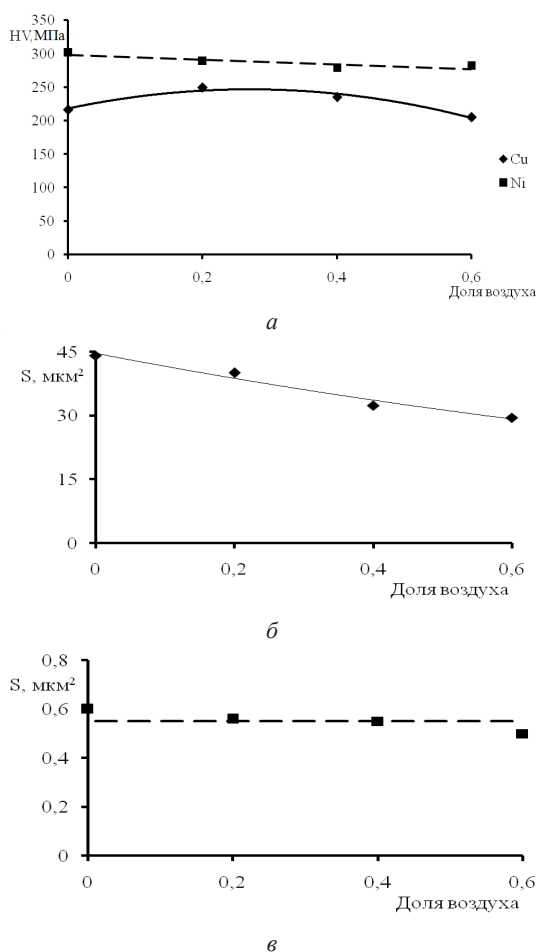


Рис. 4. Зависимости характеристик электрохимических покрытий от доли воздуха в потоке электролита:
a – твердость покрытий; *б* – размер зерен медных покрытий;
в – размер зерна никелевых покрытий

Заключение

Таким образом, методами оптической и электронной микроскопии, дюрOMETрических исследований была установлена возможность улучшения характеристик электрохимических никелевых и медных покрытий механоактивацией поверхности детали-катада потоком электролита.

Экспериментально было доказано положительное влияние процесса механоактивации барботиро-

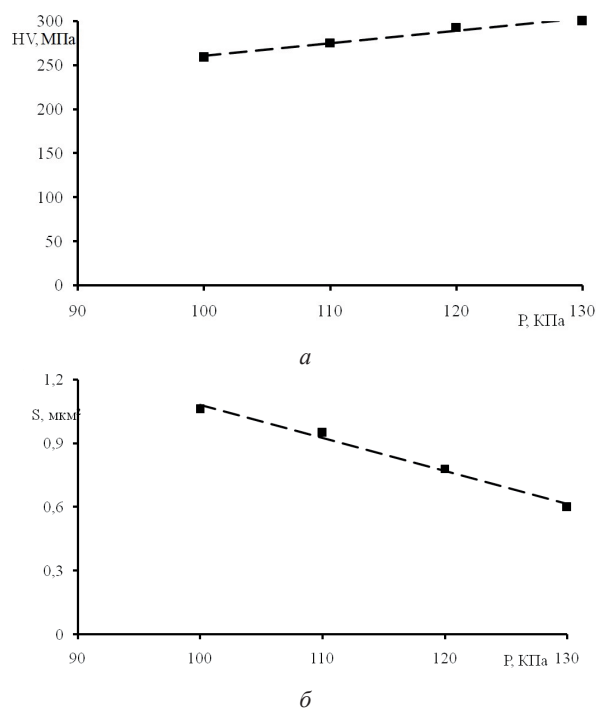


Рис. 5. Зависимости характеристик никелевых покрытий от давления потока электролита на катод:
a – твердость покрытий; *б* – размер зерен покрытий

ванием на структуру и свойства медных покрытий. Получены данные о режимах нанесения для получения положительного эффекта. Для никелевых покрытий была выявлена нецелесообразность применения при механоактивации воздушного воздействия. Для данного вида покрытий эффективно применение гидравлического механоактивационного воздействия на катод.

Список литературы

1. Гальванические покрытия в машиностроении. Справочник. В 2 т. / под ред. М.А. Шлугера – М.: Машиностроение, 1985. – Т. 1. 1985. – 240 с.
2. Кудрявцев Н.Т. Электролитические покрытия металлами / Н.Т. Кудрявцев. – М.: Химия, 1979. – 352 с.

Influence of modes mehanaoactivation of the cathode on structure and property of electrochemical coatings

V.N. Belyaev, A.V. Lobunec, V.A. Bataev, A.S. Gontarenko

Positive influence mehanaoactivated influences of a stream of electroлит on structure and hardness nickel and copper coatings is shown. The data about modes mehanaoactivation for improvement of characteristics of coatings is obtained. For nickel coatings inexpediency of application has been revealed at mehanaoactivation air influence.

Key words: electrochemical coatings, mehanaoactivation, structure, mechanical properties.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОТРУБОК ОКСИДА ВОЛЬФРАМА

*Д. С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Терентьев Д.С. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: Terentiev240485@mail.ru

Статья поступила 5 сентября 2011 года

Изучено влияние количественного состава порошковой смеси карбида вольфрама и наноразмерной меди на результаты синтеза нанотрубок оксида вольфрама. Установлено влияние технологических режимов на морфологию получаемых нанотрубок. Наибольший выход годного продукта получается при нагреве до 1100 °С порошковой смеси, содержащей по массе 95 % крупнозернистого карбида вольфрама и 5 % предварительно окисленной наноразмерной меди.

Ключевые слова: нанотрубки, оксид вольфрама.

Введение

За последнее десятилетие опубликован ряд научных работ, посвященных изучению оксида вольфрама на нанофазном уровне [1, 2]. Основным достижением выполненных исследований является получение новой модификации соединения вольфрама с кислородом в форме нанотрубок. В большинстве опубликованных работ [3–5] нанотрубки оксида вольфрама в основном синтезировали химическими методами. Общей характерной чертой получаемых нанотрубок являлось наличие поликристаллической структуры.

Образование монокристаллических нанотрубок оксида вольфрама было обнаружено нами в процессе исследования взаимодействия частиц металлов с частицами карбида вольфрама [5]. Исследование эффекта эпитаксиального роста нанотрубок при нагреве порошковых смесей наноразмерных частиц меди и крупных частиц карбида вольфрама позволило нам вскрыть новую технологию получения нанотрубок оксида вольфрама, имеющих минимальное количество дефектов кристаллической структуры.

Использование монокристаллических нанотрубок оксида вольфрама в качестве сырья для получения нанокристаллических частиц монокарбида вольфрама обеспечивает последним уникальные свойства, определяемые, прежде всего, их структурой. Одной из задач исследований является выяснение роли состояния наноразмерных частиц меди на процесс синтеза нанотрубок карбида вольфрама и на их структуру.

Методика проведения исследований

Для проведения исследований была создана установка (рис. 1), состоящая из муфельной печи типа SNOL7.2/1300, форвакуумного насоса ВН-461М и герметичного контейнера. Рабочая часть контейнера располагалась в зоне нагрева, а другая часть, к которой присоединялся шланг от вакуумного насоса, охлаждалась водой. Установка позволяет варьировать температурно-временные режимы синтеза в широких пределах.

Синтез нанотрубок оксида вольфрама проводился в соответствии с технологическими режимами, представленными в таблице.

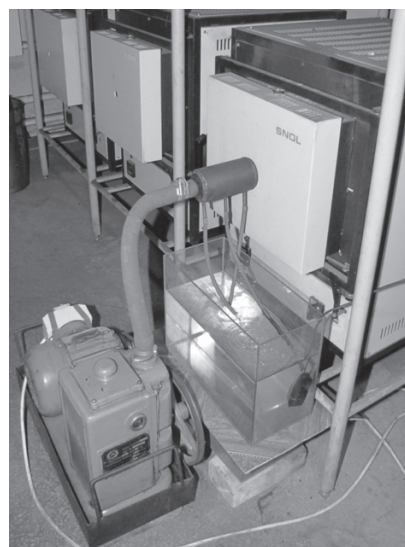


Рис. 1. Общий вид установки для получения нанотрубок оксида вольфрама

Технологические режимы получения нанотрубок

Номер опыта	Состав порошковой смеси, % по массе	Температура, °C	Время нагрева, мин	Время выдержки, мин	Разряжение вакуума, Торр
1	90 WC + 10 nCu	1040	180	0	10^{-3}
2	90 WC + 10 nCu	1080	180	0	10^{-3}
2	95 WC + 5 nCuO	1080	180	0	10^{-3}
3	95 WC + 5 nCuO	1100	180	0	10^{-3}

В режимах 1 и 2 использовали наноразмерный порошок меди (nCu), который получен методом электрического взрыва медного проводника. На режимах 3 и 4 использовался наноразмерный порошок меди (nCu), предварительно окисленный на воздухе в течение 24 часов при температуре 150 °C. Окисление приводило к получению наноразмерного порошка оксида меди (nCuO). Средний размер частиц монокарбида вольфрама варьировался в диапазоне 8...13 мкм. Дисперсность нанопорошка меди и оксида меди составляла 90 нм. Исходные порошки перемешивались в планетарной мельнице Fritsch pulverisette 6 в течение шести часов. Морфология и результаты энергодисперсионного микроанализа исходной порошковой смеси 95 % WC + 5 % nCuO представлены на рис. 2 и 3. Капсулы с порошковой смесью помещались для

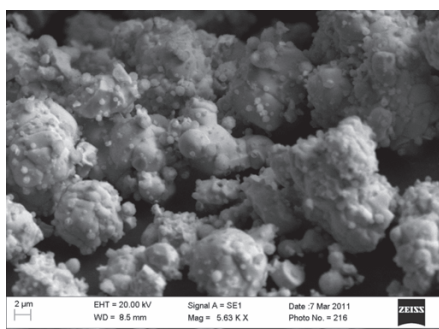


Рис. 2. Морфология исходной порошковой смеси 95 % WC + 5 % nCuO

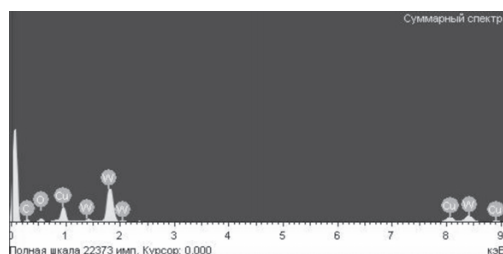


Рис. 3. Энергодисперсионный микроанализ исходной порошковой смеси 95 % WC + 5 % nCuO

синтеза в контейнер, в котором обеспечивался вакуум 10^{-2} ... 10^{-3} Торр на протяжении всего периода. Контейнер и капсулы изготавливались из нержавеющей стали.

Результаты исследований

Синтезированные нанотрубки оксида вольфрама исследовались с помощью растровой электронной микроскопии Carl Zeiss EVO50 XVP. Морфология нанотрубок оксида вольфрама представлена на рис. 4–7.

При нагреве порошковой смеси 90 % WC + 10 % nCu в соответствии с первым режимом (см. таблицу), образовывались зародыши нанотрубок оксида вольфрама (рис. 4). Отсутствие роста зародышей нанотрубок объясняется низкой температурой проведения синтеза. При повышении температуры до 1080 °C наблюдался рост зародышей нанотрубок (рис. 5), хотя их количество мало.

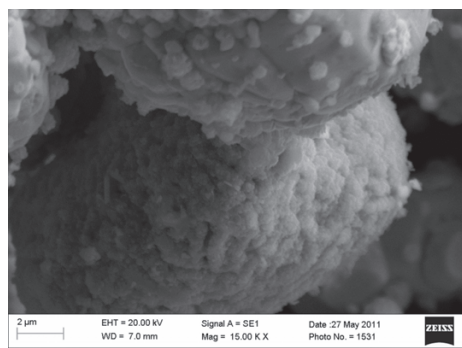


Рис. 4. Зародыши нанотрубок оксида вольфрама (режим № 1)

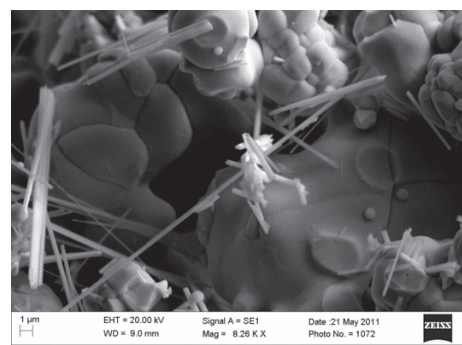


Рис. 5. Нанотрубки оксида вольфрама (режим № 2)

Изменение химического состава исходной порошковой смеси заменой наноразмерной меди на наноразмерный оксид меди приводит к образованию нанотрубок различной морфологии и высокой неоднородности по размерам (рис. 6). Средний размер сечения синтезированных нанотрубок составил 80 нм при длине до 3 мкм.

Наибольший процентный выход нанотрубок оксида вольфрама обеспечивался нагревом порошковой смеси 95 % WC + 5 % nCuO до температуры 1100 °C. Средний размер сечения нанотрубок составил 100 нм при длине до 2 мкм (рис. 7). Нанотрубки, синтези-

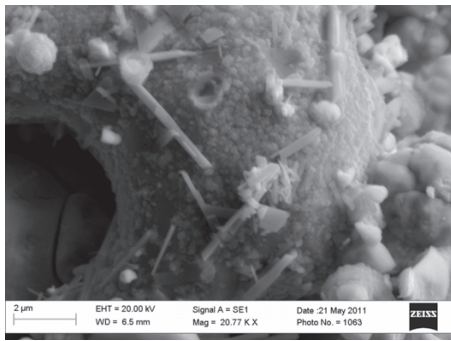


Рис. 6. Нанотрубки оксида вольфрама (режим № 3)

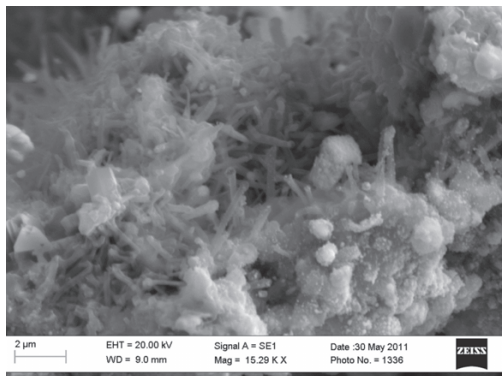


Рис. 7. Нанотрубки оксида вольфрама (режим № 4)

рованные в соответствии с четвертым технологическим режимом, характеризовались высокой однородностью по размерам. При температуре 1100 °С нами наблюдалось некоторое оплавление кристаллов оксида вольфрама. Последнее обстоятельство свидетельствует о недопустимости дальнейшего повышения температуры синтеза.

Выводы

1. Морфология нанотрубок оксида вольфрама напрямую зависит от температуры синтеза и химического состава исходной порошковой смеси. Количество кислорода, содержащегося на поверхности наноразмерных частиц меди влияет на размеры синтезируемых нанотрубок оксида вольфрама и на их количество.

2. Использование наноразмерного порошка оксида меди вместо пассивированного наноразмерного порошка меди приводит к росту поперечного сечения синтезируемых нанотрубок до 100 нм.

3. Высокая однородность по размерам и наибольший процентный выход нанотрубок оксида вольфрама обеспечивается нагревом исходной порошковой смеси 95 % WC + 5 % nCuO до температуры 1100 °С.

Список литературы

1. Мусеев А.Н., Чилясов А.В., Дорофеев В.В., Краев И.А. Способ получения высокочистого оксида вольфрама (VI). Патент РФ № 2341461, 2008.
2. Колмакова Л.П., Довженко Н.Н., Ковтун О.Н., Колмакова А.А., Гурская В.Ю. Способ получения вольфрамового порошка. Патент РФ № 2362654, 2009.
3. Zhi-Gang Zhao, Masahiro Miyauchi. Nanoporous-Walled Tungsten Oxide Nanotubes as Highly Active Visible-Light-Driven Photocatalysts // *Angewandte Chemie-International Edition*, Volume 120, Issue 37, September 1, 2008, Pages: 7159–7163.
4. Bando Yoshio, Li Yubao, Dmitri Golberg. Single crystal tungsten oxide nanotube, single crystal tungsten oxide nanowire, and method for manufacturing them. Patent JP № 2005075654, 2005.
5. Буров В.Г., Уваров Н.Ф., Дробяз А.А., Терентьев Д.С., Резанов И.Ю., Невзоров И.А. Формирование наноразмерных частиц оксида вольфрама // *Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты.* – 2010. – № 3. – С. 39–42.

The technology of nanopowder tungsten carbide

D. Terentiev

The effect of the quantitative composition of the powder mixture of tungsten carbide and copper on results of nanoscale nanotubes synthesis of tungsten oxide. The influence of technological conditions on morphology of nanotubes established. The highest yield of the product obtained by heating of powder mixture containing 95 wt. % of coarse-grained tungsten carbide and 5 wt. % of nanoscale pre-oxidized copper up to 1100 °С.

Key words: nanotubes, tungsten oxide.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО НАГРЕВА ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ НА СТАЛЯХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ

*А.М. ТЕПЛЫХ, аспирант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 5 сентября 2011 года

Теплых А.М. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: teplych50@yahdex.ru

Исследованы особенности структуры и свойств поверхностных слоев на углеродистых сталях, модифицированных в процессе оплавления электронным лучом в присутствии порошкового аморфного бора. Вневакуумный электронно-лучевой нагрев стальной поверхности с нанесенным на нее бором на режимах, приводящих к оплавлению поверхностного слоя стали, позволяет с высокой технологической скоростью формировать структуру, содержащую бориды типа FeB и Fe₂B, а также эвтектику (α -Fe-Fe₂B), на глубину до 900 мкм. Сформированные поверхностные слои, имеющие твердость до 16000 МПа, могут быть использованы в качестве барьерных слоев при наплавке твердосплавных покрытий, а также как самостоятельные упрочняющие покрытия.

Ключевые слова: электронно-лучевой нагрев, оплавление, углеродистая сталь, бор аморфный, структура.

Введение

Наплавка износостойких слоев применяется при необходимости повышения срока службы изделий, эксплуатируемых в экстремальных условиях. Примером таких условий является изнашивание о свободный или закрепленный абразив, когда интенсивность изнашивающих нагрузок и высокие прочностные свойства контртела приводят к износу на величину от десятков микрометров до миллиметров. Использование наплавленных слоев, имеющих высокое сопротивление износу, в сочетании с высоким уровнем трещиностойкости углеродистых сталей, на которые осуществляется наплавка, позволяет обеспечить высокие эксплуатационные свойства и долговечность службы изделий с покрытиями в условиях абразивного и даже ударно-абразивного воздействия. Такими материалами могут служить покрытия, полученные наплавкой твердосплавных вольфрамкобальтовых порошковых смесей на углеродистые стали, поверхностные слои которых насыщены бором [1, 2]. Насыщение бором поверхностного слоя стали позволяет не только сформировать покрытия, имеющие свойства металлокерамических твердых сплавов, но и обеспечить высокий уровень трещиностойкости сформированных композиций. Одной из технических проблем, ограничивающих возможность увеличивать толщину твердосплавных покрытий и управлять структурой и свойствами

сформированных композиций, является ограничение толщины слоя стали, насыщенного бором. Для сокращения длительности процесса насыщения стали бором и увеличения толщины формируемого борированного слоя рационально использовать источник нагрева с высокой плотностью энергии, позволяющей оплавить поверхностный слой стали, обеспечив химико-термическое взаимодействие бора и железа с высокими технологическими скоростями, не приводящими к перегреву основного материала и к значительным изменениям его структуры [3]. Применение электронно-лучевой обработки исключает возникновение эффекта «сдувания» порошковых материалов, используемых для насыщения поверхностных слоев. Исследование структуры и свойств поверхностных слоев углеродистых сталей после их насыщения бором на большую глубину в процессе оплавления под действием вневакуумного электронно-лучевого нагрева имеет практическое значения для разработки новых технологий формирования износостойких покрытий методом наплавки.

Методика проведения исследований

Для проведения исследований использовали следующие материалы:

– основной материал – сталь 20 в отожженном состоянии содержала 0,18 % С, 0,50 Мн, 0,23 Si, 0,035 % Р и 0,04 % S;

– порошок бора аморфного марки А (ТУ 212-001-49534204-2003);

– порошок фторида магния MgF_2 .

Порошки фторида магния, играющего роль флюса, смешивали с порошком бора аморфного в соотношении по массе 1 : 3 и насыпали толщиной 1 мм на поверхность образцов из стали, уплотняя до обеспечения плотности $0,2 \text{ г/см}^2$. Предварительно шлифованные образцы толщиной 5 мм, шириной 50 мм и длиной 150 мм подвергались зачистке абразивной бумагой и обезжиривались перед нанесением смеси порошков бора и флюса.

Подготовленные образцы располагались на столе, дающем возможность осуществлять их перемещение со скоростью 10 мм/с под выходящим в атмосферу электронным лучом ускорителя электронов ЭЛВ-6, который обеспечивал энергию электронов 1,4 МэВ при токе пучка 4 мА. Расстояние от окна, выпускающего пучок в атмосферу, до обрабатываемой поверхности составляло 90 мм. Диаметр электронного пучка у поверхности образцов был равен 12 мм. Часть образцов после оплавления зачищалась, на них наносился новый слой порошка бора, смешанного с флюсом, и процесс наплавки повторялся. Затем подобная итерация проводилась с частью образцов, прошедших два этапа оплавления. В результате исследовалась структура и измерялась микротвердость поверхностных слоев после одно-, двух- и трехкратного оплавления.

Структурные исследования наплавленных слоев выполняли на фронтальных и поперечных шлифах,

приготовленных с использованием операций шлифования и механического полирования. Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе AxioObserver A1m. Фазовый состав исследовался с использованием рентгеновского θ - θ дифрактометра ARL X'TRA. Сканирование осуществлялось с использованием $Cu \text{ K}\alpha$ излучения в пошаговом режиме со временем накопления $t = 3 \dots 10$ с на одну точку и шагом $\Delta 2\theta = 0,05$ и $0,02^\circ$.

Микротвердость поверхностных слоев оценивали на поперечных шлифах вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды при нагрузке 0,98 Н с использованием твердомера Wolpert Group 402 MVD. Для исследования характера разрушения сформированных электронно-лучевым оплавлением композиций образцы подвергали ударному разрушению на маятниковом копре, после чего с использованием растрового электронного микроскопа EVO50XVP изучались изломы.

Результаты исследований

Металлографические исследования структуры оплавленных композиций позволили сделать заключение о проплавлении поверхностного слоя стали на глубину до 0,6 мм. При этом поверхностный слой содержит эвтектику ($\alpha\text{-Fe} - \text{Fe}_2\text{B}$) и бориды типа FeB и Fe_2B (рис. 1). В ходе металлографических исследований выявлена структурная неоднородность поверхностного слоя после однократного оплавления. Наблюдаются зоны с повышенным содержанием бо-

ридов и зоны, в которых они практически отсутствуют (рис. 1, в). Микротвердость зон с повышенным содержанием боридов составляет до 14000 МПа при максимальной глубине их залегания 0,4 мм.

Повышение структурной равномерности поверхностного слоя и распределения боридов достигается повторением процесса наплавки.

После второй и третьей наплавки неравномерность распределения боридов устраняется. В то же время наблюдается переходная зона, в которой уменьшается количество боридов и увеличивается доля эвтектики ($\alpha\text{-Fe} - \text{Fe}_2\text{B}$). В зоне первичной кристаллизации непосредственно около зоны основного металла избыточных крупных кристаллов боридов не зафиксировано. Зона основного

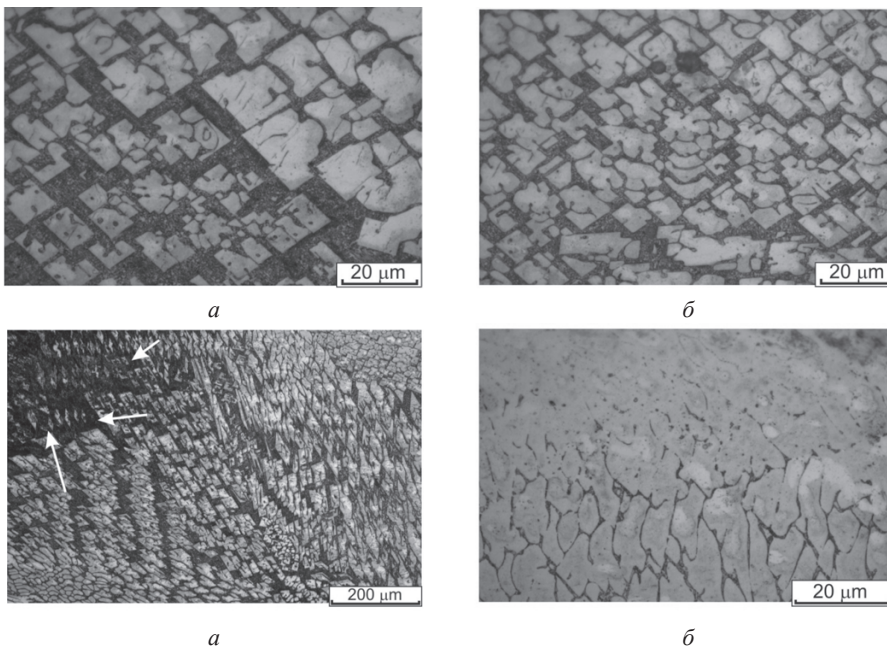


Рис. 1. Микроструктуры, полученные электронно-лучевой наплавкой аморфного бора. Стрелками отмечены зоны с малым содержанием боридов:

а, б – эвтектики пластинчатого типа, содержащие бориды FeB и Fe_2B ; в – неравномерность содержания боридов в оплавленном поверхностном слое при одностадийном оплавлении; г – слой сплошных боридов, расположенный непосредственно у поверхности оплавленного образца после второго оплавления

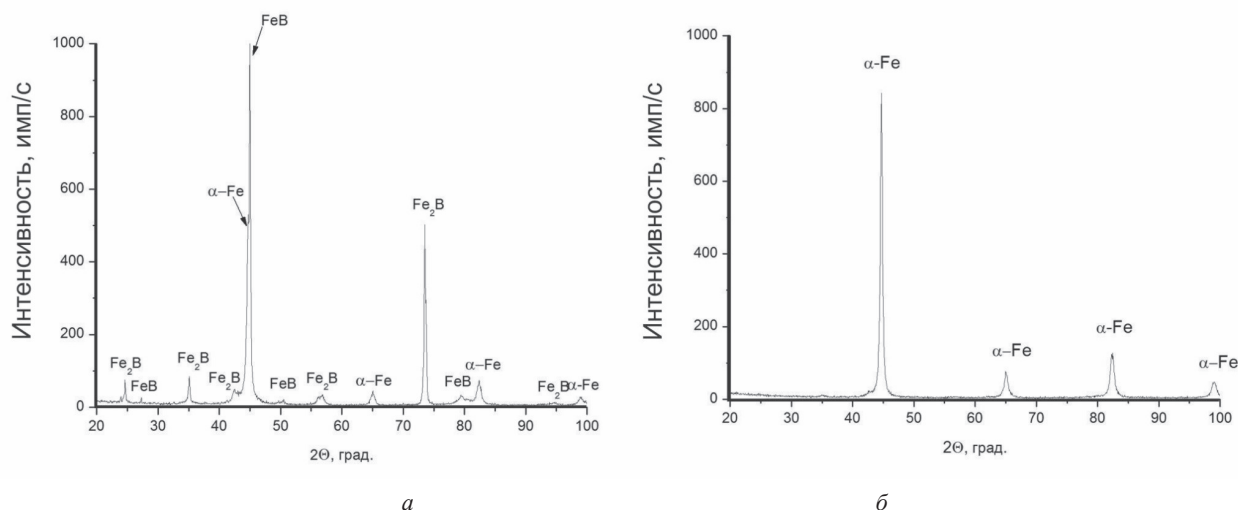


Рис. 2. Диффрактограммы, снятые с поверхности стального образца после электронно-лучевой двухслойной наплавки аморфного бора

металла, прилегающая к зоне первичной кристаллизации, имеет феррито-перлитную структуру, характерную для условий кратковременного перегрева до эвтектоидной стали.

Результаты металлографического анализа подтверждаются данными рентгеноструктурных исследований, которые проводились на фронтальных шлифах, приготовляемых послойно. На рис. 2 в качестве примера приведены рентгенограммы материала, сформированного путем наплавки двух слоев аморфного бора. В поверхностных слоях покрытия наряду с соединением Fe₂B зафиксировано присутствие борида FeB, характеризующегося более высоким содержанием бора (рис. 2, а).

С увеличением глубины содержания бора в покрытии снижается, что приводит к уменьшению доли боридов. В первую очередь исчезает фаза FeB. На глубине 800 мкм присутствия соединений бора с железом методом рентгеноструктурного анализа не обнаружено (рис. 2, б).

Измерение микротвердости поверхностных слоев позволяет судить о глубине упрочненного слоя. После наплавки одного, двух и трех слоев аморфного бора на сталь 20 толщина покрытий составляет примерно 550, 750 и 900 мкм соответственно, при уровне микротвердости у поверхности 12000...14000 МПа и около основного металла 2000...2100 МПа.

С целью выявления особенностей разрушения борированных

слоев были проведены фраттографические исследования серии изломов, сформированных при динамическом нагружении образцов. Установлено, что насыщение стали бором путем наплавки трех слоев приводит к формированию сплошного слоя боридов, приводящего к резкому охрупчиванию материала. Изломы характеризуются наличием гладких поверхностей, свидетельствующих о низкой энергии разрушения материала (рис. 3, а). Внутренние напряжения, возникающие при охлаждении сплава, являются причиной образования сетки микротрещин даже в отсутствии внешней нагрузки. Анализ проведенных исследований свидетельствует о том,

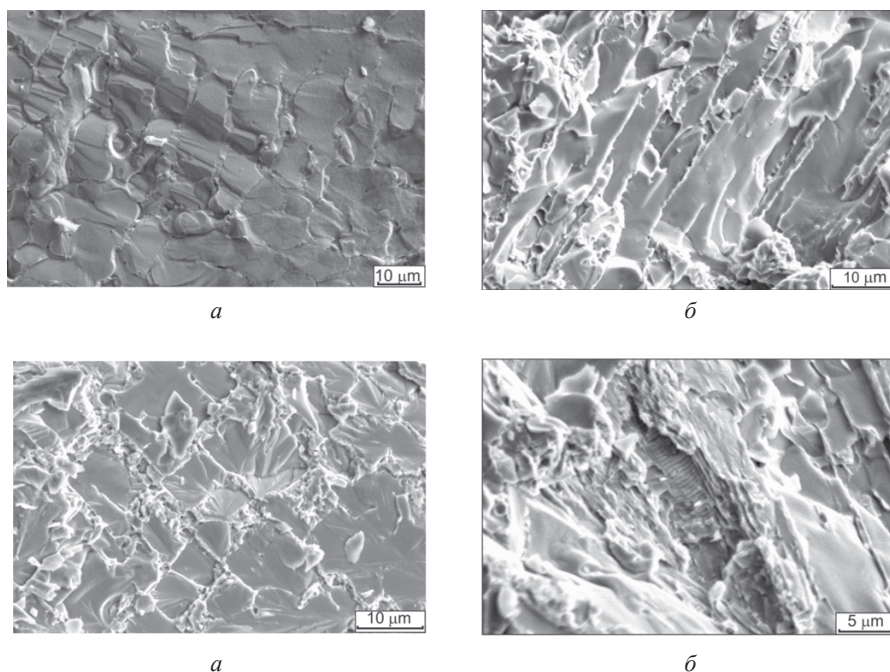


Рис. 3. Фраттограммы боридных покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой обработки

что оптимальной является двухслойная наплавка аморфного бора. На изломах образцов, полученных методом двухслойной наплавки аморфного бора, наблюдаются следы разрушения боридов в виде плоских столбчатых образований (рис. 3, б) и образований правильной квадратной или ромбической формы (рис. 3, в).

Вблизи поверхности покрытий встречаются участки хрупкого разрушения с равноосными фазетками. Присутствующие в поверхностном слое колонии эвтектики проявляются на изломах путем образования участков с характерным пластинчатым строением (рис. 3, г). Разрушение микрообъемов, занятых эвтектикой, сопровождается образованием изломов с более развитой по сравнению с боридами поверхностью. Это свидетельствует о повышенной энергоемкости процесса продвижения трещин.

Выводы

1. Электронно-лучевое оплавление поверхностного слоя углеродистой стали с предварительно нанесенным порошковым аморфным бором является эффективным способом модифицирования поверхностного слоя стали на глубину до 1 мм.

2. Наличие градиентной структуры поверхностного слоя стали после оплавления обеспечивает перспективность использования электронно-лучевого нагрева для повышения износостойкости изделий из углеродистых сталей при сохранении их живучести.

3. Электронно-лучевое наплавление поверхностных слоев, насыщенных бором, обеспечивающее возможность управлять толщиной и степенью насыщением бором поверхностного слоя углеродистых сталей, позволяет расширить возможности технологии упрочнения стальных изделий путем наплавки металлокерамических вольфрамокобальтовых твердых сплавов.

Список литературы

1. Буров В.Г. Структурообразование твердосплавных покрытий на стальной поверхности / В.Г. Буров, А.А. Батаев, А.Г. Тюрин, С.В. Буров // *Обработка металлов*. – 2007. – № 1 (34). – С. 32–34.
2. Буров В.Г. Влияние режимов предварительной химико-термической обработки на свойства стали, упрочненной покрытием на основе порошковой смеси WC-Co / В.Г. Буров, И.А. Батаев, С.В. Веселов, А.А. Батаев, А.Г. Тюрин, С.В. Буров // *Ползуновский вестник*. – 2005. – № 2. – С. 4–9.
3. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.

Electron-beam application for wear-resistance steel surface layers formation

A.M. Teplyikh

The features of the structure and properties of surface layers on carbon steels, modified in the process of electron beam melting in the presence of amorphous boron powder. Without vacuum electron-beam heating of steel surface coated with a boron-on modes, leading to melting of the boundary layer allows high-speed technology to form a structure containing borides FeB type and Fe₂B, as well as eutectic (α -Fe - Fe₂B) to a depth of up to 900 μ . Formed surface layers with hardness up to 16,000 MPa, can be used as barrier layers when surfacing of hard coatings, as well as self-reinforcing coating.

Key words: electron-beam heating, melting, carbon steel, boron amorphous, structure.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМБИНИРОВАННОЙ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

*А.Г. ОВЧАРЕНКО, доктор техн. наук, профессор,
А.Ю. КОЗЛЮК, канд. техн. наук, доцент,
М.О. КУРЕПИН, аспирант,
(БТИ Алт ГТУ, г. Бийск),
А.Г. ТЮРИН, канд. техн. наук, доцент,
Д.С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 августа 2011 года

Овчаренко А.Г. – 659305, Бийск, ул. Трофимова, 27, Бийский технологический институт Алтайского государственного технического университета, e-mail: pbuk@bti.secna.ru

Предложен способ повышения износостойкости режущего инструмента из твердого сплава Т15К6, основанный на воздействии импульсного магнитного поля. Максимальное снижение остаточных напряжений в твердых сплавах Т15К6 обеспечивается предварительным нагревом образцов током высокой частоты (ТВЧ) до температуры 600 °С. Микротвердость твердого сплава Т15К6 после комбинированной магнитно-импульсной обработки (КМИО) увеличивается на 1100 МПа.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка, остаточные напряжения, микротвердость, режущий инструмент, твердый сплав, упрочнение поверхностного слоя.

Введение

В настоящее время одной из перспективных технологий поверхностного упрочнения твердых сплавов является комбинированная магнитно-импульсная обработка (КМИО). КМИО основана на воздействии импульсного магнитного поля высокой напряженности на предварительно нагретую ТВЧ обрабатываемую поверхность [1, 2]. Известно, что магнитно-импульсная обработка способствует повышению физико-механических свойств обрабатываемой поверхности и уменьшению остаточных напряжений в структуре твердого сплава. В связи с этим целью исследования является определение влияния КМИО на физико-механические свойства твердых сплавов, определяющие износостойкость твердосплавного инструмента.

Для достижения цели необходимо установить влияние температуры предварительного нагрева, как одного из основных технологических параметров КМИО на изменение остаточных напряжений и микротвердости, а также на фазовый состав твердого сплава.

Методика проведения исследований

В качестве объекта исследования использовались образцы, изготовленные из сменных многогранных пластин твердого сплава Т15К6, так как данный сплав является одним из самых широко применяемых при металлообработке.

Многостадийная обработка образцов включала следующие операции:

1. Предварительный нагрев образца током высокой частоты (ТВЧ) в комбинированном индукторе.
2. Обработка образца импульсным магнитным полем.
3. Выдержка образца на неметаллической поверхности 24 ч.

Образцы в процессе обработки жестко закреплялись относительно концентратора. Величина зазора между обрабатываемой поверхностью и рабочей поверхностью концентратора составляла 1 мм, что гарантировало отсутствие электрического пробоя.

Различная масса образцов вызвала необходимость в применении предварительной тарировки нагревательной установки. Тарировка проводилась с целью определения времени нагрева до рабочей

температуры. Данная процедура выполнялась с применением хромель-алюмелевого термоэлектрического преобразователя ТП-0188 (Тип К, ГОСТ 6616-94), закрепленного на поверхности образцов. Определялось изменение температуры нагрева образца от времени. При помощи построенного тарировочного графика определялось время работы установки ТВЧ, необходимое для нагрева образцов до рабочей температуры.

Обработка образцов проводилась единичным импульсом магнитного поля длительностью – 0,007 с. Расчетное максимальное амплитудное значение напряженности магнитного поля составило $H_{\max} = 3,95 \cdot 10^6$ А/м. Расчетное значение напряженности импульса магнитного поля индуктора подтвердилось после измерения индукционным датчиком, совмещенным через интегрирующую цепочку с осциллографом.

Выдержка образцов на неметаллической подложке проводилась с целью завершения в структуре металла превращений 1-го и 2-го рода и уменьшения избыточной энергии. Время выдержки обработанных образцов составило 24 ч [3]. По окончании выдержки подготавливались микрошлифы обработанных образцов для проведения дюрOMETрических испытаний, а также металлографических и рентгеноструктурных исследований.

Определение остаточных напряжений между карбидной и металлической составляющими сплава Т15К6 с помощью рентгеновской дифрактометрии является сложной задачей. Это обусловлено

Расчет суммы главных напряжений в анализируемой плоскости образца

Номер образца	1 (Контрольный)	2	3	4
Температура нагрева, °С	–	400	600	800
Величина растягивающих остаточных напряжений, МПа	1000	900	600	1050

изменением параметров элементарной ячейки кобальта при растворении в нем примесных атомов. В связи с этим расчет напряжений проводили с использованием фазы карбида вольфрама (WC). Упругие постоянные карбида вольфрама были приняты условно и обобщены (для поликристаллического материала). Анализ напряжений проводили по данным позиции пика карбида вольфрама (рис. 1), полученным путем прецизионной съемки дифракционных картин с анализируемой плоскости образца. Исследование образцов проводилось с помощью рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA.

В работе проведен приближенный расчет суммы главных напряжений в анализируемой плоскости образца. Полученные значения говорят о том, что в материале преобладают растягивающие напряжения, которые возникли вследствие спекания инструмента из твердого сплава (см. таблицу).

Результаты исследования

Согласно данным, представленным в таблице, минимальные остаточные напряжения растяжения наблюдаются в образцах, у которых температура предварительного нагрева составила 600 °С.

Микротвердость поверхности и распределение микротвердости по глубине обработки определялись в соответствии с ГОСТ 25172-82 на микротвердомере WolpertGroup 402MVD. Исследованные образцы твердого сплава характеризовались высокими значениями микротвердости. Построение гистограмм микротвердости контрольного и обработанного при температуре 600 °С образцов (рис. 2) показало, что распределение микротвердости является в большинстве случаев близким к нормальному закону распределения. Это обстоятельство свидетельствует о

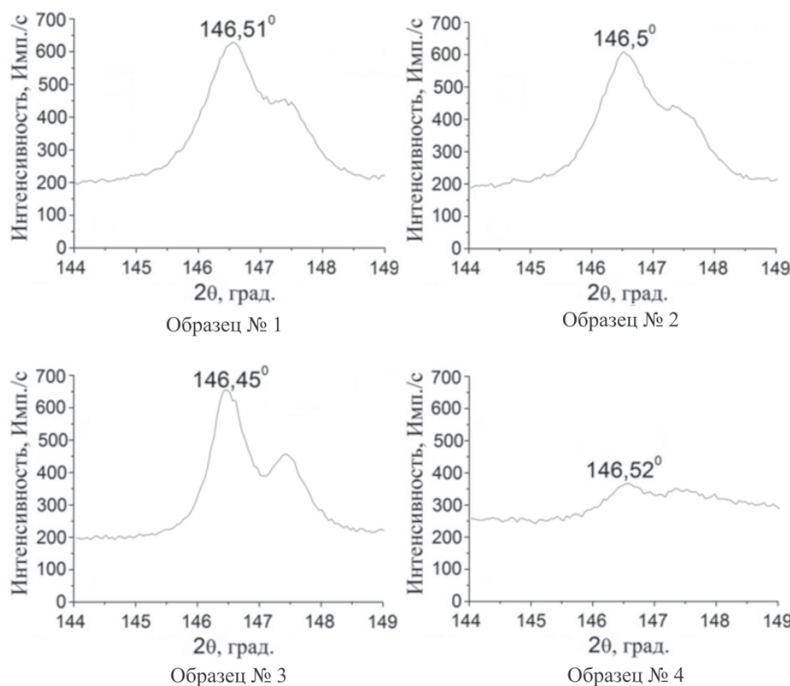


Рис. 1. Рефлекс карбида вольфрама

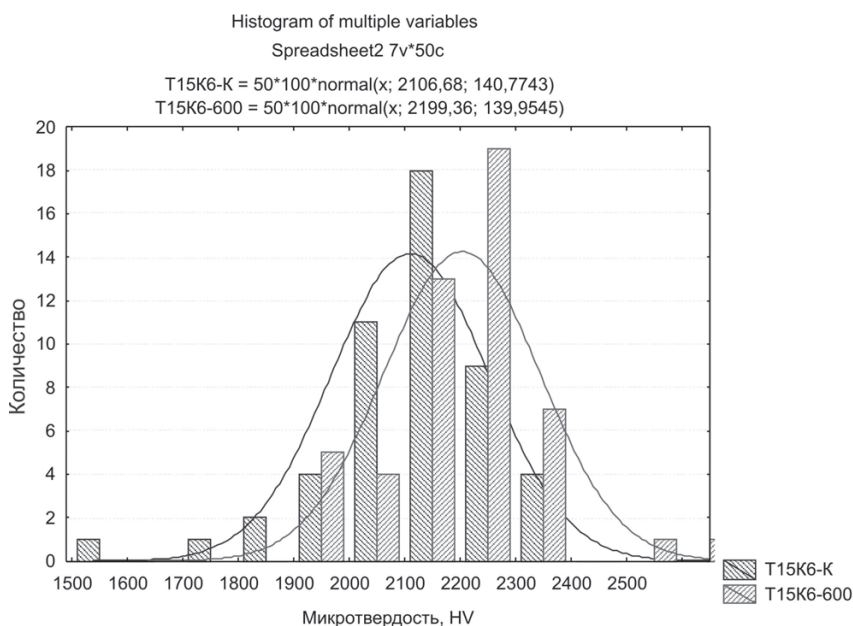


Рис. 2. Гистограмма распределения микротвердости образцов твердого сплава: контрольного (Т15К6-К) и обработанного (Т15К6-600)

том, что структура образцов твердого сплава состояла из менее твердой матрицы с включениями более твердых фаз карбидов. Согласно величине смещения пика распределения микротвердость образцов твердого сплава Т15К6 после КМИО увеличилась на 1100 МПа.

Фазовый состав образцов твердых сплавов определялся методом рентгеновской дифрактоме-

трии. Анализ дифрактограммы контрольного образца (рис. 3) позволил определить группу интенсивных пиков карбида вольфрама (WC) и карбида титана (TiC), распределенных в кобальтовой матрице. Кроме того, на дифрактограмме наблюдались менее интенсивные пики различных модификаций кобальтовой фазы – *sub* Co, *hex* Co и сложного карбида Co_3W_3C .

На рис. 4 приведена дифрактограмма образца твердого сплава Т15К6 после КМИО с предварительным нагревом 600 °С. Анализ дифрактограммы позволил выявить отличительные особенности распределения различных модификаций кобальтовой фазы – кубической *sub* Co и гексагональной *hex* Co [4]. Подобное поведение объясняется возможным уменьшением фазы *hex* Co за счет изменения напряженного состояния и возникновения магнито-стрикционных напряжений при КМИО.

Полученные результаты согласуются с ранее проведенными испытаниями твёрдосплавного инструмента на износостойкость [5] и частично разъясняют механику упрочнения при КМИО.

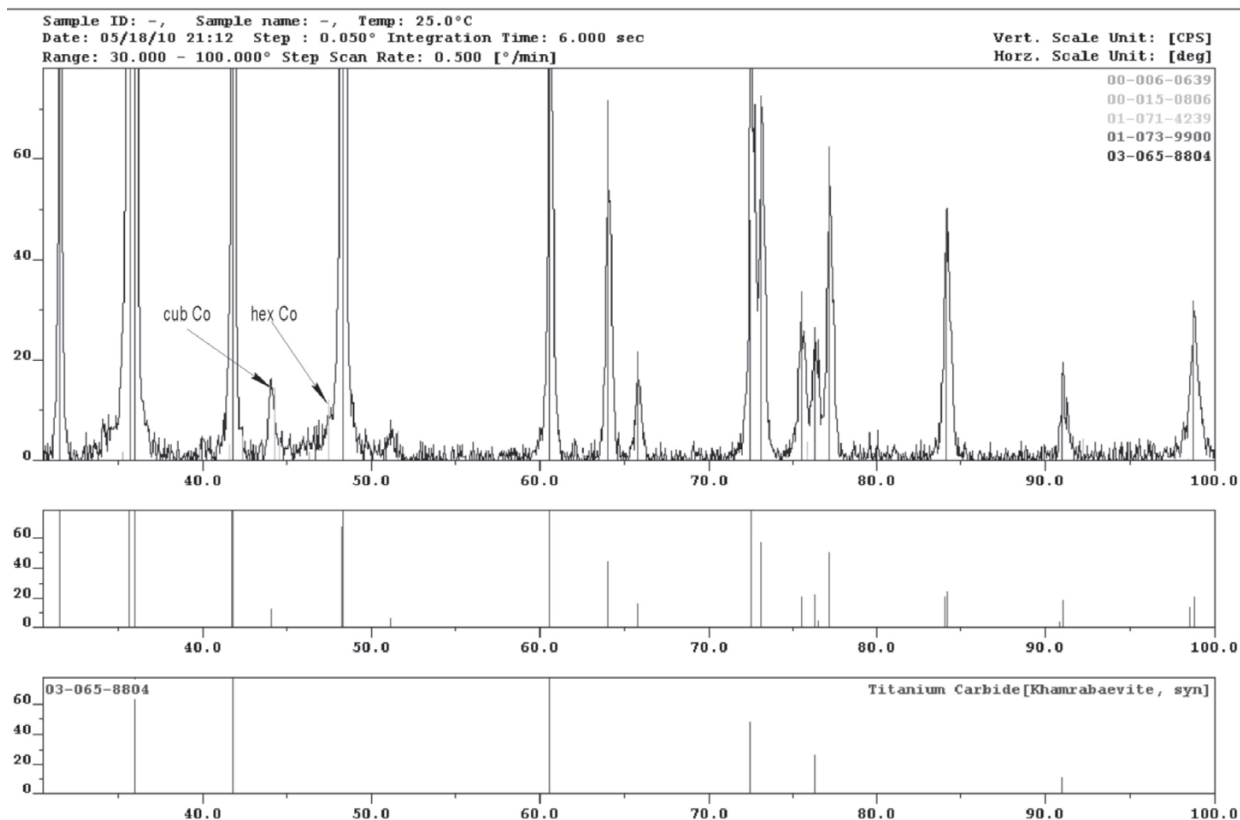


Рис. 3. Дифрактограмма контрольного образца твердого сплава марки Т15К6

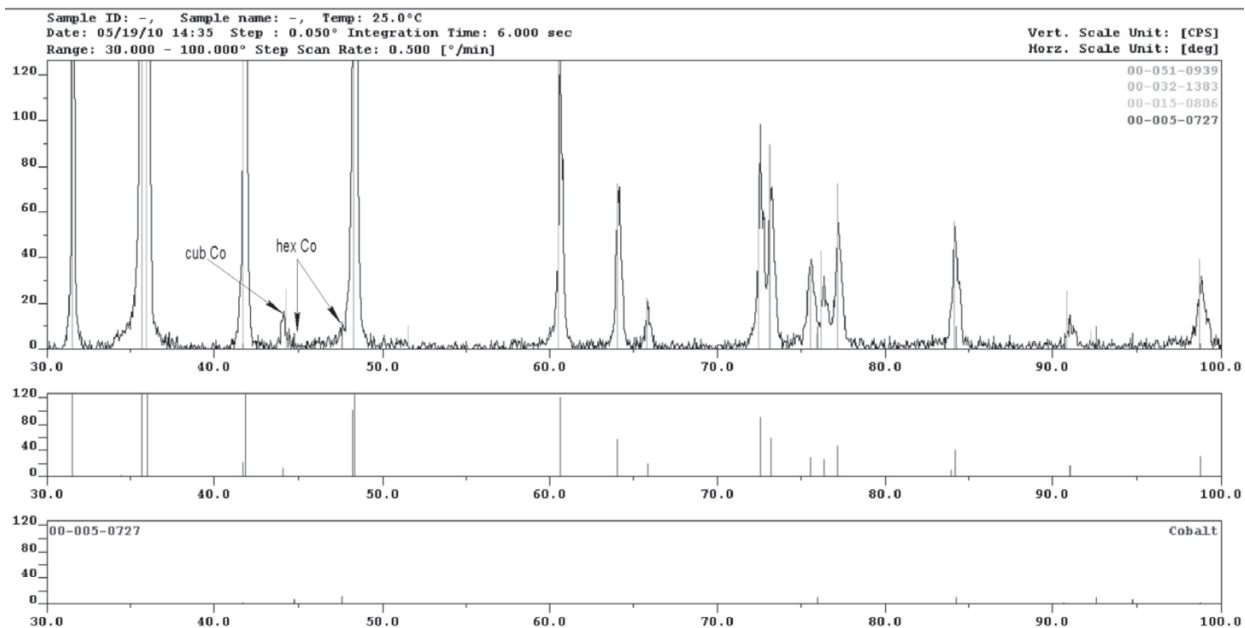


Рис. 4. Дифрактограмма обработанного образца твердого сплава марки Т15К6

Выводы

1. Комбинированная магнитно-импульсная обработка (КМИО) способствует уменьшению остаточных напряжений в структуре твердого сплава. Максимальное снижение остаточных напряжений растяжения обеспечивается предварительным нагревом образцов током высокой частоты до температуры 600 °С и составляет 400 МПа.
2. Проведение КМИО твердого сплава Т15К6 с предварительным нагревом до 600 °С способствует повышению микротвердости поверхностного слоя на 1100 МПа.
3. КМИО с предварительным нагревом до 600 °С способствует изменению распределения модификаций кобальтовой фазы в сплаве в сторону увеличения кубической.

Список литературы

1. Патент РФ №2339704. А.Г. Овчаренко, А.Ю. Козлюк. 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. Малыгин Б.В. Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин. – М.: Машиностроение, 1989. – 112 с., ил.
4. Юм-Розери В. Введение в физическое металловедение. – М.: Metallurgia, 1965. – 205 с.
5. Овчаренко А.Г., Козлюк А.Ю., Курепин М.О. Повышение износостойкости пластин из твердого сплава / Обработка металлов. – 2010. – № 2. – С. 13–15.

The investigation of effect combined magnetic pulse treatment on quality hardmetal tools

A.G. Ovcharenko, A.YU. Kozluk, M.O. Kurepin, A.G. Tyurin, D.S. Terentiev

A method for increasing wear resistance of cutting tools from hardmetal T15K6 based on a pulsed magnetic field. The maximum reduction of internal residual stresses in hardmetal T15K6 provides pre-heating of the samples with high frequency to a temperature of 600 °C. Microhardness of the hardmetal after combination of magnetic-pulse treatment has increased to 1100 psi.

Key words: magnetic pulse treatment, residual stresses, microhardness, cutting tools, hardmetal, hardening of the surface layer.



ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» выходит 4 раза в год. В журнале публикуются статьи, содержащие новые и оригинальные результаты исследований по следующим научным направлениям (рекомендованные ВАК): 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. гл. 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.

Пример оформления статьи

УДК 621.9.06:518.4

ВЫБОР КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ НА ЭТАПЕ ПРОЕКТИРОВАНИЯ

*В.Г. ИВАНОВ, доктор техн. наук, профессор,
....., канд. техн. наук, доцент,
В.С. ПЕТРОВ, аспирант,, магистрант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

<Контактная информация для переписки>

Иванов В.Г. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет, e-mail: obrmet@ngs.ru

Рассматривается применение методов механики деформируемого твердого тела на этапе предварительного проектирования базовых деталей с целью исследования их реакций на действие внешних нагрузок и определения рациональных путей по улучшению компоновки конструкций.

Ключевые слова: многоцелевой станок, базовые детали, метод конечных элементов, метод штрафных функций.

<текст статьи>

<список литературы>

Choice of design parameters of base details at the design stage

V.G. Ivanov,, V.S. Petrov,

Application of solid mechanics methods for stage of preliminary designing of base details of heavy machining center with a research objective of their reactions to action of external loadings and definitions of rational ways on improvement of configuration of constructions is considered.

Key words: machining center, base details, finite element method, penalty-function method.

Статья **должна содержать в явном или неявном виде следующие разделы:** 1. Введение. 2. Методика проведения исследований или расчетов. 3. Результаты исследования. 4. Обсуждение результатов. 5. Выводы. 6. 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. Пример оформления:

УДК
621.9.06

Расчетная оценка упругих деформаций фундамента многоцелевого станка

Иванов Владимир Григорьевич, , Петров Виктор Сергеевич,
Новосибирский государственный технический университет, 630092, Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20

Аннотация

Рассматривается расчет упругих деформаций фундамента тяжелого многоцелевого станка на абсолютно жестком основании и на упругом винклеровом основании. Показано, что от толщины фундамента существенно зависит деформирование его поверхности.

Ключевые слова

фундамент, многоцелевой станок, упругие деформации, метод конечных элементов.

Литература

1. Каминская В.В., Решетов Д.Н. Фундаменты и установка металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1975. – 208 с.
2. Атапин В.Г. Проектирование рациональных несущих конструкций многоцелевых станков // Обработка металлов. – 2008. – №4(41). – С. 18–25.
3. Атапин В.Г. Оценка параметров несущих конструкций тяжелого многоцелевого станка на этапе проектирования // Вестник машиностроения. – 2007. – № 2. – С. 61–64.
4. Атапин В.Г. Оптимизация несущей системы стола тяжёлого многоцелевого станка // Обработка металлов. – 2006. – № 4(33). – С. 30–32.

Calculation of elastic deformations the base of the multi-purpose machine tool

V.G. Ivanov, ..., V.S. Petrov,

The calculation of the elastic deformations of the heavy multi-purpose machine for absolutely rigid basis and on an elastic basis is considered. It is shown that the thickness of substantially depends on the deformation of its surface.

Key words

foundation, machining center, elastic deformations, finite element method.

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. Разрешено использовать только сквозную нумерацию.

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).**