

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

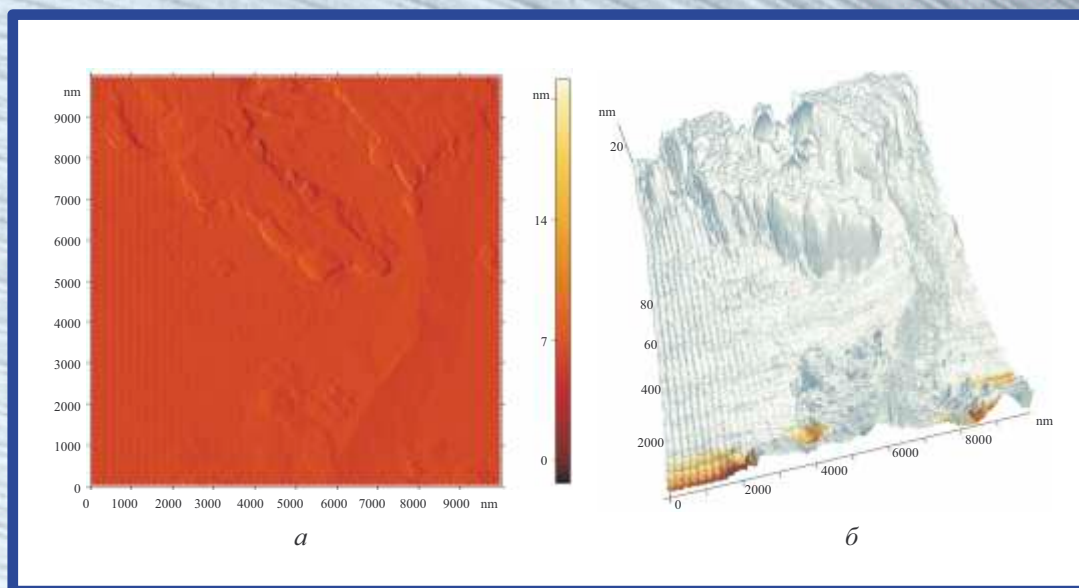
ISSN 1994-6309



технология • оборудование • инструменты
научно-технический и производственный журнал

№ 2(51)/2011

Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



Микроструктура зародышей боридного слоя, полученная с помощью атомно-силового микроскопа: *а* – микроструктура в плоскости, *б* – объемная реконструкция микроструктуры





ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

№ 2(511)/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»
ГОУ 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

Рахимьянов Х.М., Красильников Б.А., Янпольский В.В., Никитенко М.И., Моисеенко А.Н. Электрохимическое растворение покрытий из порошковых материалов 3

Бишутин С.Г. Влияние режимов финишного шлифования на износостойкость поверхностей трения 6

Рахимьянов К.Х., Гаар Н.П., Еремина А.С. Магнитные характеристики изделий, выполненных из нанокристаллических и аморфных сплавов.... 8

Рахимьянов Х. М., Рахимьянов К. Х., Журавлев А. И., Гаар Н. П., Локтионов А. А. Анодное поведение титанового сплава марки ОТ-4 при интенсификации лазерным излучением процесса электрохимического растворения 11

Овчаренко А.Г., Мельников А.Ф. Эффективная антифрикционная присадка для увеличения ресурса станочного оборудования 14

Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Демьянченко А.А. Обеспечение эксплуатационной надежности крупногабаритных металлоконструкций ответственного назначения на этапе их изготовления и ремонта с применением адаптивных импульсных технологических процессов сварки... 18

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

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

Емельянов С.Г., Чевычелов С.А., Бобрышев Д.А. Влияние начального радиуса сборных гиперболических фрез на параметры точности корпуса инструмента 27

Атапин В. Г. Расчетная оценка упругих деформаций фундамента многоцелевого станка 30

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Мосоров В.И., Гурьев А.М., Лыгденов Б. Д., Фильчаков Д.С. Упрочнение поверхности литой стали комплексным диффузионным насыщением бором и хромом 33

Фильчаков Д.С., Марков В.А., Гурьев А.М., Мосоров В.И. Исследование поверхностного микролегирования стали пастами, содержащими Ni-Cr-B-Si, в процессе кристаллизации отливков 37

Корнопольцев В.Н., Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д. Разработка технологии борирования в порошковой среде, содержащей борную кислоту 40

Мали В.И., Балаганский И.А., Макарова Е.Б., Смирнов А.И., Батаев И.А., Журавина Т.В. Структура и механические свойства многослойных композиционных материалов из титана VT1-0 43

Павлюкова Д.В., Батаев И.А., Мали В.И., Журавина Т.В., Макарова Е.Б., Ярцев П.С. Неоднородность пластической деформации титановых сплавов при высокоскоростном нагружении в процессе сварки взрывом 46

Веселов С. В., Muders Carsten, Jiang Xin, Буров В.Г., Батаев А.А. Формирование WC/Ni твердосплавного покрытия с частицами твердой смазки MoS₂ методом детонационного напыления 48

Буров В.Г., Попелух А.И., Головин Е.Д., Огнев А.Ю., Бородин Е.О., Головин Д.Д. Образование хрупкой фазы в сварных швах аустенитной хромоникелевой стали в процессе лазерной сварки 53

Головин Е.Д., Буров В.Г., Оришич А.М., Черепанов А.Н., Смирнов А.И., Головин Д.Д. Влияние наноразмерного оксида иттрия на структуру швов титанового сплава VT20, получаемых по технологии лазерной сварки 57

Батаев В.А., Терентьев Д.С., Никулина А.А., Разумаков А.А. Технология получения нанопорошка карбида вольфрама 60

Правила для авторов 63

TECHNOLOGY

Rahimyanov Kh.M., Krasilnikov B.A., Yanpolsky V.V., Nikitenko M.I., Moiseenko A.N. Electrochemical dissolution of coatings from powder materials 3

Bishutin S.G. Influence of modes of finishing grinding on wear resistance of surfaces of friction 6

Rakhimyanov K.Kh., Gaar N. P., Eremina A.S. Magnetic characteristics of products made from nanocrystalline and amorphous alloys 8

Rakhimyanov Kh. M., Rakhimyanov K. Kh., Zhuravlev A. I., Gaar N. P., Loktionov A. A. Anodic behavior of titanium alloy OT-4 with electrochemical stripping in the conditions of laser influence 11

Ovcharenko A.G., Melnikov A.F. The effective antifriction composition for increase of the machine tool equipment resource 14

Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Demyanchenko A.A. Maintainability engineering of large metal ware responsible purpose at the stage of their manufacturing and repair with application of adaptive pulse technological processes of welding 18

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Simsive J.V., Kutyshkin A.V., Simsive D.C. Prediction of adhesive flank wear of the cutting tool with carbide cutting inserts at high speed turning 23

Emelianov S.G., Chevychelov S.A., Bobryshev D.A. The influence of initial radius of modular hyperbolic mills on precision of the tool body 27

Atapin V. G. Calculation of elastic deformations the base of the multi-purpose machine tool 30

MATERIAL SCIENCE

Mosorov V. I., Guriev A.M., Lygdenov B. D., Filchakov D.S. Surface hardening of cast steel complex diffusion saturation with boron and chromium 33

Philchakov D.S., Markov V.A., Guriev A.M., Mosorov V.I. Research of the superficial micro alloying became system Ni-Cr-B-Si in process crystallization 37

Kornopolvev V.N., Guriev A.M., Lygdenov B.D. Working out of technology borating in the powder environment containing boric acid 40

Mali V.I., Balaganskii I.A., Makarova E.B., Smirnov A.I., Bataev I.A., Zhuravina T.V. Structure and mechanical properties of layered composite materials, consisting of pure titanium 43

Pavlyukova D.B., Bataev I.A., Mali V.I., Zhuravina T.V., Makarova E.B., Yartsev P.S. Inhomogeneity of the plastic flow of titanium alloys under the high-speed loading during the explosion welding process 46

Veselov S.V., Muders Carsten, Jiang Xin, Буров V.G., Батаев А.А. Formation of WC/Ni hardmetal coating with MoS₂ particles by D-gun spraying 48

Burov V.G., Popelukh A.I., Golovin E.D., Ogniev A.Ju., Borodina E.O., Golovin D.D. Brittle phases formation in welding seams of austenitic chromium-nickel steel produced by laser welding 53

Golovin E., Burov V., Orishich A., Cherepanov A., Smirnov A., Golovin D. Effect of nanoscale yttrium oxide on structure of titanium alloy VT20 in joinings produced by laser welding 57

Bataev V.A., Terentiev D.S., Nikulina A.A., Razumakov A.A. The technology of nanopowder tungsten carbide 60

Rules for authors 63

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

Подписано в печать 30.05.11. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 8,0. Уч.-изд. л. 14,88. Изд. № 140. Заказ 961. Тираж 1000 экз.

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

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ РАСТВОРЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ*

*Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
Б.А. КРАСИЛЬНИКОВ, канд. техн. наук, профессор,
В.В. ЯНПОЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, доцент,
М.И. НИКИТЕНКО, аспирант,
А.Н. МОИСЕЕНКО, магистрант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 10 марта 2011 г.

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

Проведены экспериментальные исследования электрохимического растворения покрытия на основе порошкового материала ВК25 и материалов вольфрама (W), кобальта (Co) в водном растворе 10 % NaNO_3 . Определены особенности электрохимического растворения указанных материалов. Показано, что характер электрохимического растворения покрытия на основе порошкового материала ВК25 обуславливается характером анодного поведения кобальтовой составляющей.

Ключевые слова: покрытия, детонационное напыление, электрохимическое растворение, пассивация, поляризационные исследования, шероховатость

ВВЕДЕНИЕ

В конструкциях различных машин применяются детали сложной конфигурации, работающие в условиях высоких динамических нагрузок, что приводит к износу их рабочих поверхностей. Для восстановления номинальных размеров деталей используют различные методы наплавки и напыления. Среди всего многообразия методов нанесения покрытий наиболее широкое применение в последнее время получило детонационное напыление. Отличительной особенностью детонационного напыления является возможность нанесения покрытий высокой твердости. Вместе с тем при повышении твердости покрытия возникают определенные трудности при его последующей механической обработке. Это связано с тем, что твердость абразивных материалов, применяемых при шлифовании, зачастую сопоставима с твердостью обрабатываемого покрытия. Этот факт способствует снижению качества обработанной поверхности. Одним из эффективных методов формообразования деталей с покрытиями из порошковых материалов является электроалмазное шлифование [1]. Благодаря совмещению процессов механического резания зернами алмазного круга и электрохимического растворения происходит уменьшение сил резания, что в конечном итоге приводит к повышению

качества поверхностного слоя. Вместе с тем в работе [2] отмечается, что после электроалмазного шлифования деталей с покрытиями на основе материала ВК25 наблюдается повышенное значение шероховатости поверхности ($R_a = 1,6 \dots 2$ мкм), что зачастую не отвечает требованиям, предъявляемым к деталям, работающим в парах трения. Вероятно, формирование полученного микрорельефа после электроалмазного шлифования связано с особенностями электрохимического растворения материала ВК25 в используемом электролите. Эти особенности обуславливаются различным поведением при электрохимическом растворении компонентов, входящих в состав покрытия на основе порошка ВК25, а именно карбидов вольфрама и кобальтовой связки [3]. Поэтому для эффективного управления шероховатостью поверхности в процессе электроалмазного шлифования необходимо произвести оценку особенностей электрохимического растворения компонентов, входящих в состав покрытия на основе порошкового материала ВК25.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Характеристикой электрохимического растворения металлов в электролитах является зависимость плотности тока от потенциала анода, устанавли-

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 годы», мероприятие 1.3.1 (проект П2571)

ваемая на основании проведения поляризационных исследований. Экспериментальные исследования проводились на потенциостате П5827М. Потенциал анода изменялся от 0 до 8 В со скоростью развертки 40 мВ/с. В качестве электрода сравнения использовали платиновый электрод. Перед погружением в ячейку образцы зачищали на наждачной бумаге и промывали дистиллированной водой. В качестве электролита был выбран раствор нейтральной соли NaNO_3 в воде. Электролиты готовили из солей марки ЧДА и ХЧ. В качестве модельных материалов при проведении поляризационных исследований использовали образцы с покрытием на основе порошкового материала ВК25, а также образцы кобальта (Сo) и вольфрама (W).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

В результате проведенных экспериментальных исследований были получены поляризационные кривые электрохимического растворения покрытия ВК25 в водном растворе NaNO_3 (рис. 1). Из рисунка видно, что растворение покрытия на основе порошка ВК25 происходит в активном состоянии во всем исследуемом диапазоне потенциалов, о чем свидетельствует непрерывное увеличение плотности тока с повышением потенциала анода.

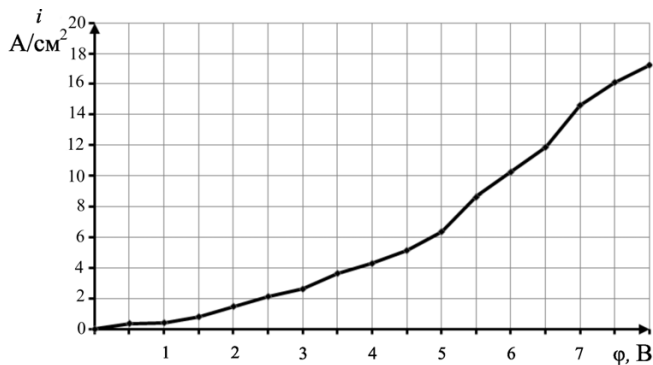


Рис. 1. Поляризационные кривые анодного растворения покрытия на основе порошка ВК25 в водном растворе 10 %-го NaNO_3

Особенностью электрохимического поведения вольфрама в водном растворе 10 %-го NaNO_3 является то, что растворение в активном состоянии наблюдается только до потенциала 1,5 В (рис. 2). Последующее увеличение потенциала анода сопровождается снижением плотности тока практически до нуля. Вероятно, это связано с тем, что в диапазоне потенциалов от 1,5 до 8 В на поверхности анода в результате окисления металла образуется окисный слой (рис. 3), появление которого замедляет анодное растворение и приводит к так называемой пассивации поверхно-

сти. Несмотря на то, что величина пассивирующих пленок составляет от 10 до 40 Å, они обладают высокой удельной емкостью, что приводит к снижению плотности тока [4].

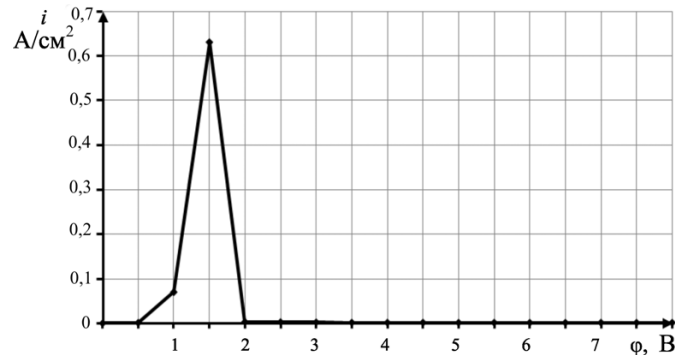


Рис. 2. Поляризационные кривые анодного растворения вольфрама в водном растворе 10 %-го NaNO_3

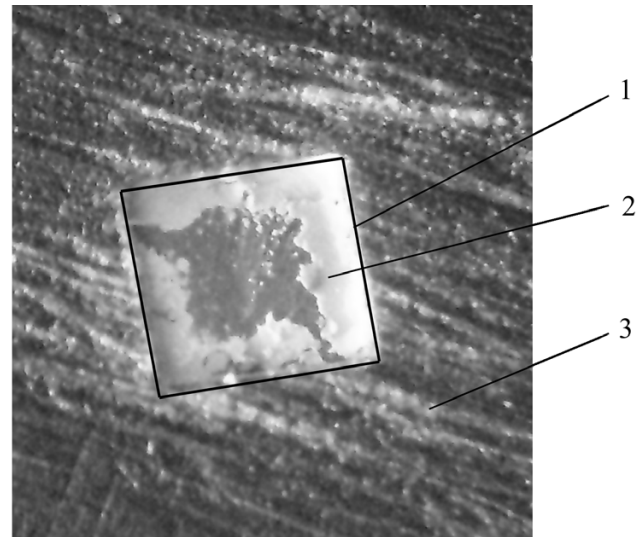


Рис. 3. Морфология поверхности образца вольфрама (W) после электрохимического растворения в водном растворе 10 %-го NaNO_3

1 – образец; 2 – пассивирующая пленка; 3 – оправка

Таким образом, несмотря на большое содержание карбида вольфрама в составе покрытия, его влияние на характер электрохимического растворения является несущественным. Вероятно, основное влияние на характер анодного растворения указанного материала покрытия в водном растворе NaNO_3 оказывает кобальтовая составляющая. Данное предположение и подтверждается характером поляризационной кривой электрохимического растворения кобальта в выбранном составе электролита (рис. 4).

Из рис. 4 видно, что растворение кобальта происходит в активном состоянии во всем диапазоне потенциалов.

Анализ полученных результатов позволяет предположить, что в случае электрохимического растворения покрытия на основе порошкового материала ВК25 в водном растворе NaNO_3 происходит актив-

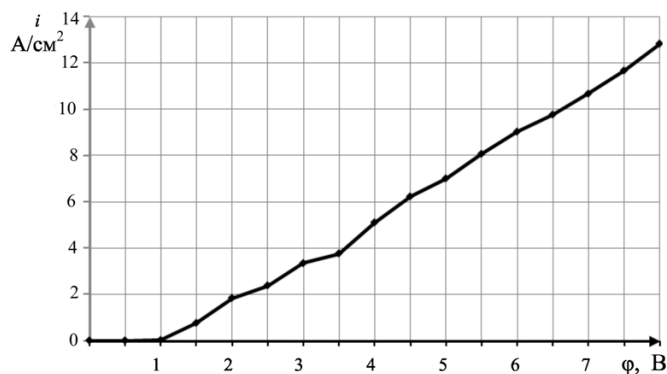


Рис. 4. Поляризационные кривые анодного растворения кобальта в водном растворе 10 %-го NaNO_3

ное растворение только кобальтовой составляющей, а частицы карбидов вольфрама механически «выкрашиваются» из анода. Подобный механизм электрохимического растворения был рассмотрен в работе [5] на примере растворения хромоникелевых сплавов. Вероятно, повышенное значение шероховатости поверхности, полученное в результате электроалмазного шлифования покрытия на основе порошкового материала ВК25 [2], определяется интенсивным растворением кобальтовой составляющей. Следовательно, уменьшение величины шероховатости поверхности возможно за счет применения пассивирующих составов электролитов.

ВЫВОДЫ

В результате проведенных экспериментальных исследований электрохимического растворения покрытия на основе порошкового материала ВК25 и материалов, входящих в его состав, а именно вольфрама (W) и кобальта (Co), установлено, что характер электрохимического растворения указанного

покрытия определяется особенностями анодного поведения кобальта в выбранном составе электролита. Активное растворение кобальтовой связки, входящей в состав покрытия на основе порошкового материала ВК25, может приводить к неравномерному электрохимическому растворению поверхности анода, что снижает качество обработки, в частности приводит к увеличению шероховатости поверхности. Повышение равномерности растворения указанного покрытия возможно за счет выбора менее активирующего состава электролита по отношению к кобальтовой составляющей.

Список литературы

1. Рахимьянов Х.М. Электроалмазная обработка напыленных износостойких покрытий / Х.М. Рахимьянов, В.В. Янпольский, А.Н. Моисеенко // Сб. тр. междунауч.-практ. конф. «Инженерия поверхностного слоя деталей маши». – Кемерово, 2009. – С. 365–368.
2. Рахимьянов Х.М. Размерная обработка деталей с покрытиями из наноструктурированных порошковых материалов / Х.М. Рахимьянов, В.В. Янпольский, А.Н. Моисеенко // Обработка металлов. – 2010. – № 4(49). – С. 22 – 26.
3. Давыдов А.Д. Закономерности электрохимического растворения сплавов при высоких плотностях тока. Тезисы докладов науч.-техн. конф. «Размерная электрохимическая обработка деталей машин». – Тула, 1980. – С. 95–99.
4. Давыдов А.Д. О механизме анодной активации пассивных металлов // Электрохимия. – Т. XVI. Вып. 10. – 1980. – С. 1542–1547.
5. Петренко В.И. Влияние концентрации упрочняющей γ -фазы в жаропрочных хромоникелевых сплавах на скорость их электрохимической обработки в растворах нитратов и хлоратов / В.И. Петренко, А.И. Дикусар, О.А. Аржнталь // Электронная обработка металлов. – 1976. – №4. – С. 14–17.

Electrochemical dissolution of coatings from powder materials

Kh. M. Rahimyanov, B.A. Krasilnikov, V.V. Yanpolsky, M.I. Nikitenko, A.N. Moiseenko

Experimental studies of electrochemical dissolution of coatings on based on powder material VK25 and materials of tungsten (W), cobalt (Co) in aqueous solution of 10% NaNO_3 . The features of electrochemical dissolution of these materials. It is shown that the nature of electrochemical dissolution of coatings based on powder VK25 is caused by the nature of the anodic behavior of cobalt component.

Key words: coating, detonation spraying, electrochemical dissolution, passivation, polarization studies, surface roughness.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ФИНИШНОГО ШЛИФОВАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ*

С.Г. БИШУТИН, доктор техн. наук, профессор
(Брянский ГТУ, г. Брянск)

Статья поступила 28 февраля 2011 г.

241035, г. Брянск, б-р им. 50-летия, д.7, ГОУВПО «Брянский государственный технический университет», trt@tu-bryansk.ru

Представлены результаты экспериментальных исследований износостойкости наружных цилиндрических поверхностей, подвергнутых абразивному финишному шлифованию на разных технологических режимах.

Ключевые слова: финишное шлифование, режимы шлифования, износостойкость поверхности.

Состояние поверхностных слоев ответственных деталей современных машин, работающих в условиях трения (многие детали транспортных машин, авиационных двигателей, металлообрабатывающего оборудования и т.д.), в подавляющем большинстве случаев определяет их износостойкость, а следовательно, и долговечность узла трения или машины в целом. Структурное состояние поверхностных слоев во многом формируется на финишных этапах изготовления деталей, в качестве которых наиболее часто применяют различные виды шлифования. Однако выбор соответствующих режимов и условий проведения финишных технологических операций шлифования, обеспечивающих требуемую износостойкость, представляет известные трудности. Этому актуальному и малоизученному вопросу и посвящена данная статья.

Износостойкость поверхностей деталей оценивают величиной, обратной интенсивности или скорости изнашивания. Наиболее приемлемым и наименее затратным путем управления износостойкостью поверхностей при традиционном шлифовании является изменение глубины шлифования и времени выхаживания поверхности [1]. Указанные параметры определяют интенсивность и длительность термического и силового воздействий абразивной обработки на поверхностный слой [2, 3]. В связи с этим исследование проводилось в два этапа.

На первом этапе цилиндрические образцы из различных материалов были подвергнуты шлифованию на круглошлифовальном станке 3E12 электрокорундовым кругом прямого профиля зернистостью 16. Образцы устанавливались на оправке, которая базировалась в центрах станка. Перед обработкой каждого образца круг подвергался алмазной правке. С каждого образца предварительно сошлифовывался слой материала для

устранения влияния технологической наследственности и стабилизации термического и силового воздействий в ходе экспериментов. Силовое и термическое воздействие менялось путем варьирования глубины шлифования и времени выхаживания поверхности. Уровни варьирования указанных факторов определялись с учетом результатов исследований [2].

Второй этап исследований заключался в проведении триботехнических испытаний шлифованных образцов. Испытания проводились с использованием автоматизированной системы научных исследований (АСНИ) на базе машины трения МИ-1М по схеме «вращающийся диск – невращающийся индентор». Данная АСНИ способна в процессе испытаний регистрировать значения износа поверхности образца и коэффициента трения. Шлифованные образцы диаметром 60 мм и длиной 16 мм имели радиальное биение испытуемых поверхностей относительно базового отверстия 0,005...0,01 мм и шероховатость $Ra = 0,5...0,6$ мкм. Для исключения влияния износа индентора на результаты испытаний он был выполнен из твердого сплава ВК8 (ГОСТ 19070). Ширина индентора составляла 5 мм. Испытания проводили до полного завершения процесса приработки и накопления не менее 2/3 общего пути трения (или времени испытания), приходящегося на период нормального изнашивания. Завершение процесса приработки определялось по стабилизации коэффициента трения и скорости изнашивания (выход кривой изнашивания на линейный участок). Испытания велись при нагрузке на индентор 150 Н и скорости относительного скольжения 1,3 м/с. В качестве смазочного материала использовалось масло И-20А. Время одного испытания составляло 10 ч. Результаты экспериментов представлены в таблице.

* Исследования выполнены при финансовой поддержке проекта № 2.1.2/11317 по аналитической ведомственной целевой программе «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2011 годы)».



Условия эксперимента и износостойкость шлифованных поверхностей

Материал (твердость)	Глубина шлифования, мкм	Время выхаживания, мин	Износ образца, мкм	Интенсивность изнашивания		
Сталь 45 (HB 200...220)	20	0	17,0	$8,5 \cdot 10^{-7}$		
		5	9,5	$4,7 \cdot 10^{-7}$		
	6	0	11,0	$5,5 \cdot 10^{-7}$		
		5	6,5	$3,2 \cdot 10^{-7}$		
Сталь 12ХН3А (HRC58...62)	6	0	3,4	$1,7 \cdot 10^{-7}$		
		5	2,2	$1,1 \cdot 10^{-7}$		
Сталь 45 (HRC46...50)	20	0	4,8	$2,4 \cdot 10^{-7}$		
		5	3,5	$1,7 \cdot 10^{-7}$		
	6	0	3,7	$1,9 \cdot 10^{-7}$		
		5	2,9	$1,2 \cdot 10^{-7}$		
		Сталь 12Х18Н10Т (HB 190...210)	20	0	37,0	$1,8 \cdot 10^{-6}$
				5	15,5	$7,8 \cdot 10^{-7}$
6	0		18,0	$9,0 \cdot 10^{-7}$		
	5	14,0	$7,0 \cdot 10^{-7}$			

Статистический анализ результатов экспериментов позволил выявить следующие значимые и адекватные зависимости для расчета интенсивности изнашивания шлифованных поверхностей из различных конструкционных материалов в период нормального изнашивания:

– сталь 45 (HB 200...220):

$$I_h = 5,5 \cdot 10^{-7} (1 + t_b)^{-0,35} (t - 5)^{0,15}; \tag{1}$$

– сталь 45 (HRC 46...50):

$$I_h = 3,7 \cdot 10^{-7} (1 + t_b)^{-0,15} (t - 5)^{0,10}; \tag{2}$$

– сталь 12Х18Н10Т (HB 190...210):

$$I_h = 9,0 \cdot 10^{-7} (1 + t_b)^{-0,35} (t - 5)^{0,20}; \tag{3}$$

– сталь 12ХН3А (HRC 58...62):

$$I_h = 1,7 \cdot 10^{-7} (1 + t_b)^{-0,25}. \tag{4}$$

В этих формулах t_b – время выхаживания (0...5 мин); t – глубина шлифования (6...20 мкм).

Для оценки износостойкости поверхности детали в узле трения необходимо значение интенсивности изнашивания I_h , рассчитанное по формулам (1) – (4), разделить на масштабный коэффициент

$$I_{hd} = \frac{I_h}{k_M}, \tag{5}$$

где I_{hd} – интенсивность изнашивания поверхности детали; k_M – масштабный коэффициент [4].

Обычно значения масштабных коэффициентов для серийных машин трения составляют от 5 до 50, т.е. при лабораторных испытаниях ускоряется про-

цесс изнашивания образца по сравнению с эксплуатацией реальной детали.

Анализируя результаты исследований, можно сделать следующие выводы.

1. Существенное повышение износостойкости (а следовательно, и долговечности) поверхностей трения деталей возможно на стадии их финишной абразивной обработки путем выбора рациональных условий и технологических режимов.

2. Увеличение времени выхаживания и снижение глубины шлифования повышает износостойкость обработанных поверхностей от 1,5 до 2,5 раз вследствие формирования сильно деформированных поверхностных структур.

Проведенные исследования позволят выбрать рациональные условия и режимы финишного шлифования исходя из необходимости обеспечения требуемой износостойкости поверхности трения.

Список литературы

Бишутин С.Г. Износостойкость сформированных при шлифовании поверхностных слоев деталей машин: монография/ С.Г. Бишутин, М.И. Прудников; под ред. С.Г. Бишутина. – Брянск: БГТУ, 2010. – 100 с.

Бишутин С.Г. Структурирование поверхностных слоев деталей при финишной абразивной обработке/ С.Г. Бишутин. – Брянск: БГТУ, 2009. – 100 с.

Бишутин С.Г. Износостойкость деталей машин и механизмов: учеб. пособие/ С.Г. Бишутин, А.О. Горленко, В.П. Матлахов; под ред. С.Г. Бишутина. – Брянск: БГТУ, 2010. – 112 с.

ГОСТ 23.224–86*. Обеспечение износостойкости изделий. Методы оценки износостойкости восстановленных деталей. – М.: Изд-во стандартов, 1986. – 28 с.

Influence of modes of finishing grinding on wear resistance of surfaces of friction

S.G. Bishutin

Results of experimental researches of wear resistance of the external cylindrical surfaces subjected to abrasive finishing grinding on different technological modes are submitted.

Key words: finishing grinding, modes of grinding, wear resistance of a surface.

МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ИЗДЕЛИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ*

*К.Х. РАХИМЯНОВ, канд. техн. наук, доцент,
Н.П. ГААР, ассистент, А.С. ЕРЕМИНА, ассистент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 5 марта 2011 г.

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

Проведены исследования статических и динамических магнитных характеристик нанокристаллического сплава 5БДСР, аморфных сплавов 82К3ХСР и ГМ14СК, а также электротехнической стали. Установлено, что электроалмазная обработка не оказывает влияния на магнитные характеристики рассмотренных материалов.

Ключевые слова: электроалмазная обработка, нанокристаллический сплав, аморфный сплав, магнитные характеристики, петля гистерезиса.

ВВЕДЕНИЕ

По своим физическим и магнитным свойствам и области применения аморфные материалы, как и кристаллические, подразделяются на те же группы (магнитомягкие, инварные, резистивные). В настоящее время наибольший интерес и распространение получили магнитомягкие аморфные сплавы, особенностью которых является сочетание высоких магнитных и механических свойств.

Магнитомягкие аморфные материалы представляют собой ферромагнитные сплавы с узкой петлей гистерезиса. Температура Кюри (см. таблицу) и намагниченность насыщения этих сплавов определяются их химическим составом. Отличительной особенностью для них по сравнению с кристаллическими материалами является большое (~ 20 % атомной массы) содержание немагнитных элементов, таких как бор, кремний, углерод и другие, необходимых для формирования аморфной структуры в процессе быстрого охлаждения из расплава. В то же время наличие этих элементов снижает максимальные значения температуры Кюри (T_c) и индукции при техническом насыщении (B_s) в аморфных сплавах по сравнению с кристаллическими и увеличивает температурный коэффициент магнитных свойств [1, 2]. С другой стороны, эти же элементы увеличивают электросопротивление (R), твердость (HV) и прочность (σ_b)

аморфных сплавов, а также их коррозионную стойкость. В таблице представлены основные магнитные характеристики различных марок аморфных и нанокристаллических сплавов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Магнитные характеристики аморфных и нанокристаллических сплавов определяются в соответствии со стандартными методиками по ГОСТ 8.377–80 (для определения статических магнитных характеристик), МИ 1918–88 (для определения динамических магнитных характеристик). В настоящей работе использовались образцы из следующих материалов:

- аморфный сплав 82К3ХСР и нанокристаллический – 5БДСР производства ОАО «Ашинский металлургический завод»;
- аморфный сплав ГМ14СК производства НПП «Гаммамет»;
- сталь электротехническая толщиной 0,2 мм (лента 3431 02×22,4 ТО-ЭТ ТУ14-1-3441–82 г.) производства Липецкого металлургического завода, используемая в электротехнической промышленности в настоящее время в качестве магнитомягкого материала.

Образцы аморфных и нанокристаллических сплавов ОАО «АМЗ» представляли собой кольца размером $\varnothing 94 \times \varnothing 60 \times 22$ мм, аморфного сплава «Гаммамет»

* Исследования проведены при финансовой поддержке в рамках выполнения аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)» (АВЦП 1.2.2/4066)



Магнитные характеристики аморфных и нанокристаллического сплавов

№ п/п	Магнитные характеристики	Марка сплава			
		2НСР	71КНСР	82К3ХСР	5БДСР
1	Магнитная индукция при напряженности магнитного поля 2500 А/м, Тл	–	–	–	–
2	Магнитная индукция при напряженности магнитного поля 800 А/м, Тл	1,5	0,5	–	1,25
3	Магнитная индукция при напряженности магнитного поля 100 А/м, Тл	1,0	–	0,42	1,23
4	Коэрцитивная сила 0,5 Тл (100 кГц), А/м	–	30,0	–	30,0
5	Коэффициент прямоугольности	0,1	0,55	0,7	< 0,1
6	Удельные потери (0,2 Тл, 10 кГц), Вт/кг	1,5	–	–	–
7	Удельные потери (0,2 Тл, 20 кГц), Вт/кг	6,0	3,0	2,0	1,5
8	Удельные потери (0,2 Тл, 100 кГц), Вт/кг	–	45,0	–	50,0
9	Удельные потери (0,5 Тл, 20 кГц), Вт/кг	18,0	19,0	–	11,0
10	Удельные потери (0,5 Тл, 100 кГц), Вт/кг	–	300,0	–	300,0
11	Удельные потери (1,5 Тл, 400 Гц), Вт/кг	–	–	–	–
12	Удельные потери (1,5 Тл, 1000 Гц), Вт/кг	–	–	–	–
13	Однополярное приращение индукции, Тл	1,2	–	–	1,0
14	Относительная магнитная проницаемость магнитного поля 0,1 А/м	3000	15 000	–	50 000

Ø94×Ø60×22 мм, электротехнической стали – кольца Ø95×Ø60×22 мм.

Оценку статических магнитных характеристик образцов при частоте перемагничивания до 60 Гц проводили на автоматизированном измерительно-вычислительном комплексе ММК-С-100-5, динамических характеристик при частоте перемагничивания от 50 Гц до 1 МГц – на автоматизированном измерительно-вычислительном комплексе К2S (ММК-50-1М-20).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены результаты измерения основных статических магнитных характеристик образцов магнитопровода из нанокристаллического сплава 5БДСР, аморфного сплава ГМ14СК, электротехнической стали в состоянии поставки до механической обработки и нанокристаллического сплава 5БДСР после электроалмазной обработки пазов магнитопровода соответственно в виде петель гистерезиса. Сравнение статических магнитных характеристик сплава 5БДСР (ОАО «Ашинский металлургический завод») и сплава ГМ14СК (НПП «Гаммамет») не выявило существенных различий. Следует отметить несколько меньшие удельные массовые потери (P_m) для образца 5БДСР (0,018 Вт/кг против 0,027 Вт/кг) на частоте перемагничивания 10 Гц. В то же время удельные массовые потери для образца, выполненного из традиционного магнитомягкого материала – стали электротехнической составили значительную величину $P_m = 0,410$ Вт/кг.

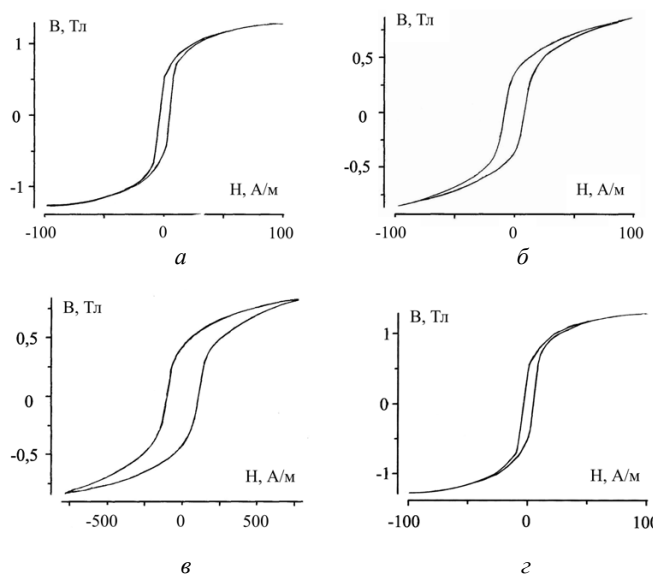


Рис. 1. Статические магнитные характеристики (петли гистерезиса):

a – 5БДСР; *б* – ГМ14СК; *в* – ЭТС – в состоянии поставки до механической обработки; *г* – 5БДСР – после электроалмазной обработки

Этот факт также подтверждает сравнение форм петель гистерезиса исследуемых образцов.

Следует обратить внимание на то, что электроалмазная обработка пазов в магнитопроводе не вносит каких-либо значимых изменений в магнитные характеристики сплава 5БДСР (рис. 1, *a*, *г*).

Результаты измерений основных динамических магнитных характеристик тех же образцов при частоте перемагничивания 1,5 кГц представлены на рис. 2.

Увеличение частотной характеристики ведет к увеличению разницы в удельных массовых потерях

сплава 5БДСР и ГМ14СК, о чем качественно свидетельствует отклонение петли гистерезиса сплава ГМ14СК от овала, наиболее ярко выраженного для нанокристаллического сплава 5БДСР (рис. 2, а, з). Удельные массовые потери магнитопровода из электротехнической стали несравнимо велики по отношению к аморфным материалам.

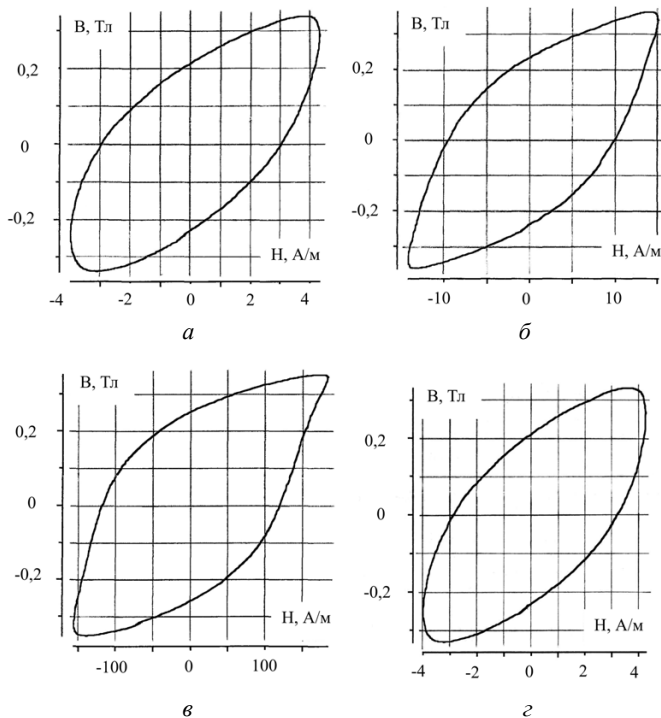


Рис. 2. Динамические магнитные характеристики (петли гистерезиса):

а – 5БДСР; б – ГМ14СК; в – ЭТС – в состоянии поставки до механической обработки; з – 5БДСР – после электроалмазной обработки

Сравнение приведенных статических и динамических характеристик магнитопроводов, выполненных из различных материалов, свидетельствует в пользу аморфных и нанокристаллических сплавов, особенно в области высоких частот перемагничивания. Отдельно следует отметить отсутствие влияния электроалмазной обработки на магнитные характеристики сплава 5БДСР как в области статических, так и динамических испытаний, что подтверждает справедливость проведенного анализа в работе [3] по выбору методов обработки материалов данного класса.

ВЫВОДЫ

Экспериментально доказано, что электроалмазная обработка изделий из нанокристаллических и аморфных сплавов не приводит к ухудшению основных статических и высокочастотных динамических магнитных характеристик, что подтверждается результатами соответствующих измерений.

Список литературы

1. *Прецизионные сплавы* : справ. изд. / под ред. Б.В. Молотилова. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1983. – 439 с.
2. *Кекало И.Б.* Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами : учеб. для вузов / И.Б. Кекало, Б.А. Самарин. – М. : Металлургия, 1989. – 496 с.
3. *Рахимьянов Х.М.* Точность формообразования при электроалмазной прорезке пазов в аморфных и нанокристаллических сплавах / Х.М. Рахимьянов, Б. А. Красильников, К.Х. Рахимьянов // *Обработка металлов.* – 2006. – № 2 (31). – С. 32–33.

Magnetic characteristics of products made from nanocrystalline and amorphous alloys

K.Kh. Rakhimyanov, N.P. Gaar, A.S. Eremina

Investigations of static and dynamic magnetic properties of nanocrystalline alloy 5БДСР, amorphous alloys and 82К3ХСР and ГМ14СК, as well as electrical steel. Electrodiamond grinding has no effect on the magnetic properties of these materials are established.

Key words: electro diamond grinding, nanocrystalline alloys, amorphous alloys, magnetic properties, hysteresis loop.



АНОДНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА МАРКИ ОТ-4 ПРИ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО РАСТВОРЕНИЯ*

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

Статья поступила 3 марта 2011 г.

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

Проведены исследования по анодному растворению титанового сплава ОТ-4 в условиях лазерного воздействия длинной волны инфракрасного спектра излучения в растворах хлорида и нитрата натрия. Установлены параметры лазерного излучения, оказывающие наибольшее влияние на скорость электрохимического растворения.

Ключевые слова: поляризационные исследования, титановый сплав, лазерное излучение, пассивация, растворение.

ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы нашли широкое применение в современных химических, биологических, машиностроительных и других отраслях промышленности. Преимуществом конструкций, выполненных из данного класса материалов, является их надежность, обусловленная высокой коррозионной и эрозионно-кавитационной стойкостью, малым весом, относительно малыми тепловыми деформациями и др. [1]. Для изготовления деталей из титановых сплавов наряду с механическими видами обработки широко используют и электрохимическую размерную обработку (ЭХРО) [2].

Электрохимическая размерная обработка основана на копировании анодом-деталью формы катода-инструмента при растворении материала в токопроводящей среде-электролите. Наиболее распространенным для титановых сплавов составом электролита является 5–10 %-й водный раствор хлорида натрия [2]. Особенностью ЭХРО титановых сплавов служит проведение процесса при повышенных значениях температуры (37...47 °С) либо потенциала (свыше 16 В). Это связано с образованием на поверхности титановых сплавов в процессе электрохимической обработки труднорастворимых пленок. Согласно данным [3] толщина пленок достигает значений 20 Å. Однако образование такой толщины пленок оказыва-

ется достаточным, чтобы процесс электрохимического растворения полностью прекратился.

Введение лазерного излучения в рабочую зону электрохимического растворения позволяет реализовать различные механизмы его активации [4, 5], в том числе благоприятные для обработки титановых сплавов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследования активации лазерным излучением (длина волны 1,06 мкм – инфракрасный диапазон спектра) процесса электрохимической размерной обработки использовались поляризационные кривые, полученные при помощи потенциостатического метода [6], с использованием электрохимической ячейки, описанной в работе [7], на базе установки с применением потенциостата РС-Pro-M [8]. В электрохимии этот метод применяется для оценки общего поведения материала в том или ином электролите с установлением областей потенциалов активного и пассивного растворения обрабатываемого материала. Значение плотности мощности излучения – $1,05 \cdot 10^6$ Вт/м² – выбрано по данным работы [9] исходя из условий протекания процесса. Диапазон исследуемых потенциалов от 0 до 5 В. В качестве представителя титановых сплавов был выбран титан марки ОТ-4 (содержание титана в

* Работа выполнена при финансовой поддержки ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 годы», мероприятие 1.3.1. (проект П2571)

химическом составе не менее 92 %). В качестве электролитов – водные 10 %-е растворы хлорида и нитрата натрия.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Поляризационные исследования анодного растворения титанового сплава в 10 %-х растворах хлорида и нитрата натрия показали, что плотность тока в использованных электролитах в исследуемом диапазоне потенциалов (от 0 В до 5 В) равна нулю. Это свидетельствует о том, что электрохимического растворения материала не происходит. Повышение температуры электролита в диапазоне от 20 до 70 °С не оказало существенного влияния на электрохимический процесс растворения. Это подтверждает данные о том, что образующиеся на титане пленки достаточно прочно соединены с материалом, и повышение реакционной способности анионов электролита за счет сообщения им дополнительной энергии через повышение температуры не оказывает на них действия.

При введении в зону электрохимического растворения титанового сплава ОТ-4 в водном растворе хлорида натрия лазерного излучения с длиной волны 1,06 мкм и плотностью мощности $1,05 \cdot 10^6$ Вт/м² процесс электрохимического растворения начинает реализовываться уже при потенциале, близком к 0 В, о чем свидетельствует характер поляризационной кривой (рис. 1). Рост плотности тока во всем диапазоне потенциалов указывает на активное электрохимическое растворение. Изменение частоты следования импульсов не оказало существенного влияния ни на характер электрохимического растворения, ни на значение достигаемой плотности мощности.

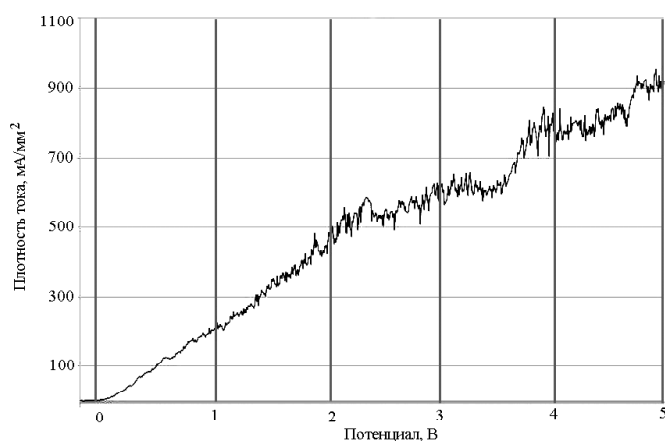
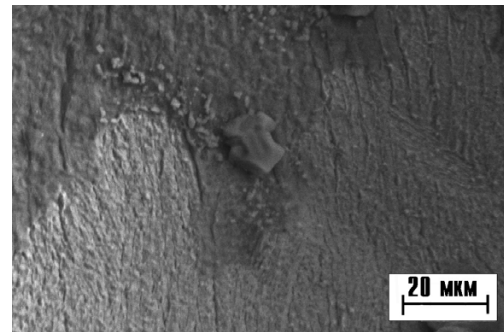


Рис. 1. Поляризационная кривая, полученная при помощи потенциодинамического метода для титанового сплава ОТ-4 в 10 %-м водном растворе хлорида натрия при лазерной интенсификации ЭХРО длиной волны 1,06 мкм при плотности мощности $1,05 \cdot 10^6$ Вт/м² и частоте следования импульсов 5 кГц



а



б

Рис. 2. Состояние поверхности титанового сплава ОТ-4 после ЭХРО с наложением лазерного излучения с длиной волны 1,06 мкм в 10 %-м водном растворе хлорида натрия:

а – общий вид образца; б – в зоне наложения лазерного излучения

Состояние поверхности титана (рис. 2) после лазерно-электрохимической обработки подтверждает активное растворение материала в зоне наложения лазерного излучения. Вне зоны наложения лазерного излучения электрохимического растворения не наблюдается.

Несколько иное электрохимическое поведение титанового сплава ОТ-4 видим при его активации в водном растворе нитрата натрия. В технологии электрохимической обработки считается, что нитрат натрия не подходит для обработки титановых сплавов ввиду его пассивности. Однако при лазерной активации ЭХРО титанового сплава в водном растворе нитрата натрия после 3 В происходит рост плотности тока с увеличением потенциала, что свидетельствует об активном характере растворения исследуемого материала (рис. 3, кривая 2). Таким образом, можно предположить, что анионам электролита в данных условиях хватает энергии, чтобы пробить образующуюся на титановом сплаве пленку. Изменение частоты следования импульса приводит к увеличению значения плотности тока. Наибольшее значение плотности тока достигается при частоте следования импульсов 10 кГц.

Состояние поверхности титанового сплава после лазерной активации ЭХРО также подтверждает активное растворение материала в зоне наложения лазерного излучения.

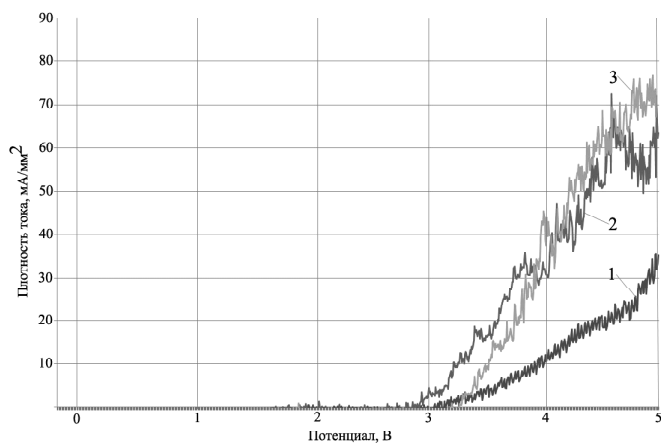


Рис. 3. Поляризационные кривые, полученные при помощи потенциодинамического метода для ОТ-4 в 10 %-м водном растворе нитрата натрия при лазерной интенсификации ЭХРО длиной волны 1,06 мкм при плотности мощности $1,05 \cdot 10^6$ Вт/м² и частоте следования импульсов: 1...2,5 кГц; 2...5 кГц; 3...10 кГц

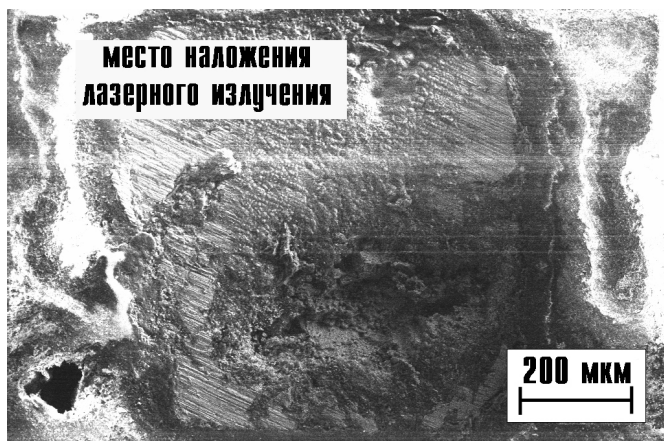


Рис. 4. Состояние поверхности титанового сплава ОТ-4 после ЭХРО с наложением лазерного излучения с длиной волны 1,06 мкм в 10 %-м водном растворе нитрата натрия

ВЫВОД

Активация лазерным излучением инфракрасного спектра анодного растворения титанового сплава ОТ-4 является эффективным методом интенсификации ЭХРО как в водном растворе хлорида натрия, так и в водном растворе нитрата натрия.

Anodic behavior of titanium alloy OT-4 with electrochemical stripping in the conditions of laser influence

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

Researches on anode dissolution of titanium alloy OT-4 in the conditions of laser influence with length of wave of an infra-red spectrum was conducted in two most used electrolytes - chloride of sodium and sodium nitrate. Parameters of laser radiation which most strongly influence on speed of electrochemical dissolution are established.

Key words: polarization tests, titanium alloy, passivation, dissolution.

Список литературы

1. *Титановые сплавы в машиностроении* / под ред. Г.И. Капырина. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
2. *Электрофизические и электрохимические методы обработки*. В 2 т. Том 1. Обработка материалов с использованием материалов / под ред. В.П. Смоленцева. – М.: Высш. шк., 1983. – 247 с.
3. *Некипелов С.В., Сивков В.Н., Ширяева Л.Л.* Исследование методами ИК-спектроскопии степени окисления тонких пленок 3d-металлов / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – М.: ООО “ТЕСТ-ЗЛ”. – № 7. Т. 73. – 2007. – С. 44–47.
4. *Possible ways for intensification of dimensional electrochemical machining (DECM)* / Kh.M. Rakhimyanov, N.P. Gaar // IFOST. Novosibirsk- Tomsk, Russia, June 23-29, 2008 -Proceedings of the third international forum on strategic technologies. – Novosibirsk, NSTU-2008. – P. 106–107.
5. *Пути интенсификации электрохимической размерной обработки* /Х. М. Рахимьянов, Н. П. Гаар // Ползуновский альманах. – Барнаул: Изд-во «АлтГТУ», 2008. – № 4. – С. 191–192.
6. *Дамаскин Б.Б., Петрий О.А., Цирлина Г.А.* Электрохимия. – М.: Химия, 2001. – 624 с.
7. *Электрохимическая ячейка для исследования интенсификации ЭХРО лазерным излучением* / Х.М. Рахимьянов, Н.П. Гаар // Современные пути развития машиностроения и автотранспорта Кузбасса. Труды первой Всерос. науч.-техн. конф. – Кемерово: ГУ КузГТУ, 2007. – С. 251–254.
8. *Установка для исследования электрохимических процессов в условиях лазерной активации процесса электрохимической размерной обработки* / Х.М. Рахимьянов, А.И. Журавлев, Н.П. Гаар // Научный вестник НГТУ. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2010. – № 2 (39). С. 133–144.
9. *Математическое моделирование при лазерной термоактивации электрохимической размерной обработке* / Х.М. Рахимьянов, Н.П. Гаар// Современные технологические системы в машиностроении (СТСМ-2006). Сб. тезисов докладов междунаро. науч.-технич. Конференции. – Барнаул: Изд-во Алт. гос. техн. ун-та им И.И.Ползунова, 2006. – С. 45–47.

ЭФФЕКТИВНАЯ АНТИФРИКЦИОННАЯ ПРИСАДКА ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ РЕСУРСА СТАНОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

*А.Г. ОВЧАРЕНКО, доктор техн. наук, профессор,
А.Ф. МЕЛЬНИКОВ, ст. преподаватель
(Бийский технологический институт (филиал) АлтГТУ,
г. Бийск)*

Статья поступила 16 марта 2011 г.

659305, Алтайский край, г. Бийск, ул. Трофимова, 27,
Бийский технологический институт (филиал) АлтГТУ, e-mail: shura@bti.secna.ru

Приведены результаты лабораторных исследований антифрикционных композиций, содержащих нанокобальт, для пары трения из чугуновых сплавов.

Ключевые слова: антифрикционная композиция, нанокобальт, чугунная пара трения, ресурс.

Модернизация станочного парка является актуальной задачей для многих российских промышленных предприятий на сегодняшний день. Существует два пути решения задачи. Первый путь связан с приобретением нового станочного оборудования. Вторым – это ремонт и постепенная модернизация существующего станочного парка. Первый путь требует очень больших финансовых затрат, большого периода времени для оборота вложенных средств в оборудование и не всегда приемлем для многих российских машиностроительных предприятий, поэтому они предпочитают второй путь развития. При этом значительно возрастает роль качественных ремонтов и повышение ресурса отремонтированного оборудования.

Эффективным мероприятием, позволяющим повысить ресурс станков после проведения ремонта, является модифицирование базовой смазочной среды различными присадками. Ввод присадок позволяет улучшить степень приработки трущихся деталей и в дальнейшем увеличить срок службы деталей станков.

В последние годы значительное внимание уделяется созданию и использованию различных антифрикционных присадок, содержащих наночастицы. Практический интерес представляют присадки на основе наночастиц сверхтвердых материалов (наноалмазов) и различных металлов (Fe, Ni, Cu, Ag, Zn, Cd, Sn, Pb и др.), которые обеспечивают антифрикционные, противозадирные и противозадирные свойства в парах трения [1, 2].

Сегодня на рынке известны различные приработочные препараты на основе наноалмазов. Входящие в состав присадок наноалмазы (диаметром 4...6 нм) и кластерный углерод структурируют масляную пленку, увеличивают ее динамическую прочность, действуют на кристаллическую решетку поверхности металла, упрочняя ее, формируют новые поверхности трения, уменьшая граничное трение и износ (особенно при больших нагрузках и дефиците смазочного материала). Наиболее известной и отработанной на практике является алмазосодержащая присадка «Деста» (ТУ 07508902-188-2003), выпускаемая ОАО «Федеральный научно-производственный центр «Алтай»». Считается, что наличие большого количества сверхмалых частиц графита и алмаза изменяет свойства смазочной пленки и характер взаимодействия поверхностей трения, способствует ускоренной приработке трущихся поверхностей. При этом увеличивается вязкость жидкости, прочность смазочной пленки и, как следствие, несущая способность трибосопрежения, что приводит к повышению плавности хода, сохранению точности обработки металлообрабатывающих станков.

Из известных присадок на основе металлических наночастиц в последние годы применяются так называемые «магнитные жидкости», которые используются в качестве смазочного материала в узлах трения и смазочно-охлаждающих жидкостей в зоне резания металлов [3, 4].

На практике используются различные магнитные жидкости, в которых ферромагнитные частицы

имеют малый размер (порядка 5...100 нм), и при наложении неоднородного магнитного поля образуют пространственную структуру. Наиболее известная для смазочных масел присадка, содержащая частицы магнетита (Fe_3O_4) с окружающими их молекулами олеиновой кислоты ($\text{C}_{18}\text{H}_{34}\text{O}_2$). Молекулы олеиновой кислоты адсорбируются на поверхности магнетита в результате процесса хемосорбции. Магнетит, входящий в мицеллу, характеризуется низким сопротивлением сдвигу и является пластической смазкой, уменьшающей коэффициент трения и интенсивность изнашивания поверхностей в местах их соприкосновения. Молекулы олеиновой кислоты, входящие в состав мицелл, предотвращают их слипание и обеспечивают возможность их нахождения во взвешенном состоянии в жидкости.

Магнитные жидкости на основе углеводородов нашли применение как герметизаторы для вращающихся валов, как демпфирующее устройство, как хорошие антифрикционные присадки и т. п. Определенный интерес представляет применение таких жидкостей в качестве приработочных в узлах трения скольжения металлообрабатывающих станков и подобных устройств.

Авторами разработан метод получения антифрикционной присадки на основе нанокобальта, получаемого химическим способом из солей кобальта путем восстановления в водных растворах и последующего перевода золь металлов в органические среды с применением поверхностно-активных веществ (ПАВ) на основе нечетвертичных азотистых оснований. При этом получают устойчивые коллоидные системы. Частицы кобальта покрыты слоем ПАВ, представляют собой мицеллы и обладают значительной агрегативной устойчивостью в течение длительного времени при различных механических и температурных воздействиях. При этом кобальт обладает магнитными свойствами, поэтому полученную антифрикционную присадку можно отнести к магнитным жидкостям. Первые упоминания о возможности применения кобальта для легирования товарных масел при упрочнении плунжерных пар топливного насоса высокого давления после восстановления описаны в литературе [5].

Целью рассматриваемой работы являлось проведение сравнительного анализа трибологических свойств разработанной авторами антифрикционной присадки с наиболее известными присадками в условиях граничного трения.

Все узлы трения условно можно разбить на две группы. К первой группе относятся узлы с контактными давлениями до 5...10 МПа и небольшими скоростями скольжения, что способствует созданию неблагоприятных условий для перехода от граничного

трения к гидродинамической смазке. Это могут быть подшипники или направляющие скольжения. Ко второй группе относятся узлы с высокими контактными давлениями до 2 ГПа, в которых также создаются неблагоприятные условия для перехода от граничного к гидродинамической смазке. К таким узлам относятся шестеренчатые передачи и подшипники качения, в которых происходит линейный или точечный контакт деталей.

Нами проведены сравнительные испытания присадок только для первой группы узлов трения, пар трения скольжения, когда возможен значительный контакт поверхностей трения. Испытания присадок проводили на стандартной машине трения МИ-1М по схеме трения вал – колодка (рис. 1). При этом во всех экспериментах давление задавалось равным $p = 9$ МПа, что соответствовало нормальной силе $N = 900$ Н, а линейная окружная скорость вала (скорость скольжения) задавалась $v = 1,5$ м/с. Материалы пары трения: вал – чугун СЧ-24, колодка – чугун СЧ-24. Исходная шероховатость образцов $Ra = 1,0...0,7$ мкм.

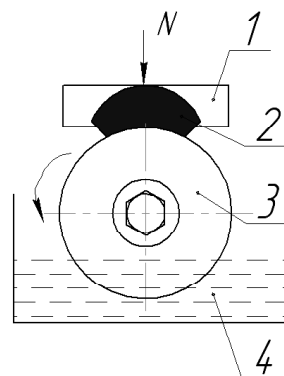


Рис. 1. Схема испытаний на машине трения МИ-1М:

1 – оправка колодки; 2 – колодка; 3 – вал;
4 – испытываемое масло

Для сравнительной оценки трибологических свойств разработанной присадки были приготовлены модельные композиции на основе масла М-8В (ГОСТ 10541-78) при различном содержании нанокобальта. В качестве базового масла М-8В было выбрано из соображения наименьшего содержания различных присадок в масле, способных влиять на условия трения, а также масло М-8В является основой для получения обкаточных масел. При испытаниях на машине трения МИ-1М в непрерывном режиме снимались показания момента трения и температуры в зоне контакта.

Связь между моментом трения $M_{тр}$ и коэффициентом трения можно выразить следующей зависимостью:

$$M_{тр} = 0,5 f N d,$$

где f – коэффициент трения; N – нормальная сила в паре трения, Н; d – диаметр вала, м.

Из представленной зависимости видно, что изменение момента трения однозначно определяет изменение коэффициента трения между исследуемыми поверхностями.

Проведены экспериментальные исследования с целью определения оптимального содержания нанокобальта в масле М8В. Наилучшие результаты получены на масле М8В, содержащем 1 % нанокобальта, что соответствовало уменьшению коэффициента трения в конце испытаний на 38 % по сравнению с маслом без присадки (рис. 2).

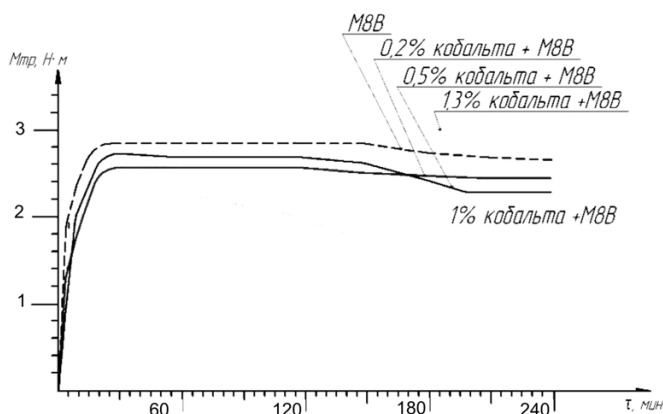


Рис. 2. Изменение момента трения ($M_{тр}$) в зоне контакта от времени испытаний (τ) при различном содержании нанокобальта в масле М8В: нагрузка $N = 900$ Н, скорость скольжения $v = 1,5$ м/с

Температура поверхностей трения является одним из важных факторов, влияющих на условия трения. Проведены экспериментальные исследования изменения температуры в паре трения от времени испытаний для композиций, содержащих различное количество нанокобальта (рис. 3).

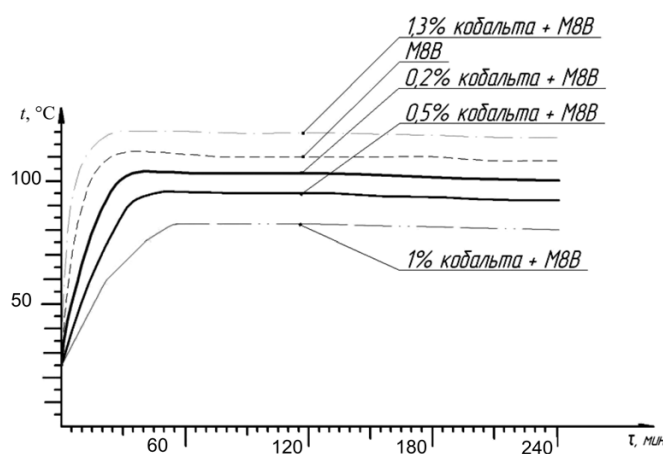


Рис. 3. Изменение температуры (T) в зоне контакта от времени испытаний (τ) при различном содержании нанокобальта в масле М8В: нагрузка $N = 900$ Н, скорость скольжения $v = 1,5$ м/с

При этом необходимо отметить, что в конце экспериментов наибольшее снижение температуры в

паре трения получено для композиции, содержащей 1 % нанокобальта, температура снизилось до 80 °С, что на 25 °С ниже, чем на чистом масле М8В.

Таким образом, наилучшие значения по снижению коэффициента трения и температуры были получены для композиции с концентрацией кобальта, равной 1 %, которая сравнивалась с известными присадками на основе магнетита и «Деста» (рис. 4 и 5).

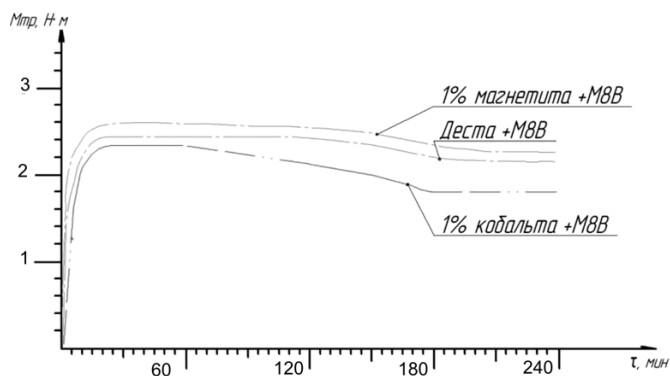


Рис. 4. Изменение момента трения ($M_{тр}$) в зоне контакта от времени испытаний (τ) для различных присадок в масле М8В: нагрузка $N = 900$ Н, скорость скольжения $v = 1,5$ м/с

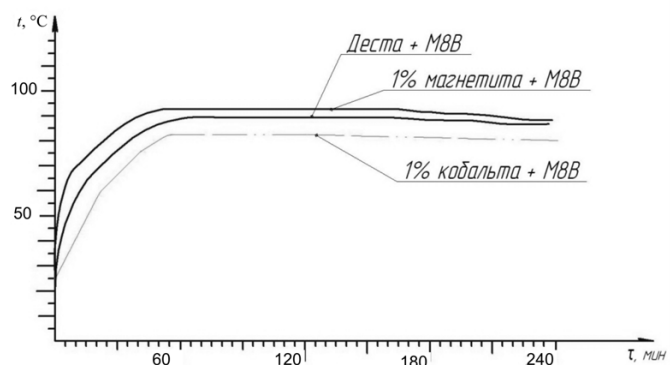


Рис. 5. Изменение температуры (T) в зоне контакта от времени испытаний (τ) для различных присадок в масле М8В: нагрузка $N = 900$ Н, скорость скольжения $v = 1,5$ м/с

Проведенные исследования показали значительно лучшие трибологические показатели разработанной присадки на основе нанокобальта по сравнению с наномагнетитом и «Дестой». Конечная шероховатость образцов после испытания на базовом масле, на композициях, содержащих нанокобальт, наномагнетит и «Десту», уменьшилась и составила $Ra = 0,4 \dots 0,2$ мкм.

Для объяснения эффекта снижения коэффициента трения предполагалось, что ультрадисперсный кобальт внедряется в поверхность трения, упрочняет ее, т.е. происходит процесс металлоплакирования в зоне контакта. Однако анализы состава поверхности трения-колотки после испытания с применением присадки нанокобальта на рентгеновском дифрактометре ARLX'TRA в научно-исследовательской лаборатории коллективного пользования Новосибирского

государственного технического университета не показали наличия кобальта в исследуемой поверхности.

Получение положительного эффекта снижения трения и температуры в процессе испытаний можно объяснить механизмом, имеющим место при использовании антифрикционных присадок на основе наноалмазов. Кроме того, каждая мицелла кобальта обладает более сильными магнитными свойствами в очень широком диапазоне температур (температура Кюри равна 1121 °С) в отличие от магнетита (температура Кюри равна 580 °С), что позволяет предположить постоянное нахождение мицелл кобальта на наиболее выступающих участках трущихся поверхностей, чему способствуют электромагнитные явления, возникающие в процессе трения. Все это в целом приводит к значительному уменьшению граничного трения и характеризует уменьшение коэффициента трения.

Для получения более полной информации о возможности использования антифрикционной присадки на основе нанокобальта в металлообрабатывающем оборудовании необходимо исследовать различные виды масел и условия трения, например, узлов с высокими контактными давлениями (до 2 ГПа), характерные для зубчатых зацеплений и подшипников качения.

Список литературы

1. Сакович Г.В., Комаров В.Ф., Петров Е.А. Синтез, свойства, применение и производство наноразмерных синтетических алмазов. Часть 2. Применение и производство // Сверхтвердые материалы. – 2002. – № 4. – С. 8–23.
2. Мышкин Н.К., Петроковец М.И. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. – 368 с.
3. Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. Магнитные масла технического назначения: Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и нано-материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под общ. ред. В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. – Тверь: Твер. гос. ун-т, 2009. – Вып. 1. – С. 5–9.
4. Подгорков В. В. Разработка способов и техники применения технологических сред и магнитных жидкостей при трении и резании металлов: дис. ... д-ра техн. наук. – Иваново, 2002. – 432 с.
5. Приходько Е.Е. Повышение удельных показателей дизельных двигателей модифицированием рабочих поверхностей элементов топливной аппаратуры триботехническими методами: дис. ... канд. техн. наук. – Барнаул, 1997. – 107 с.

The effective antifriction composition for increase of the machine tool equipment resource

Ovcharenko A.G., Melnikov A.F.

The laboratory researches of antifriction compositions with nanocobalt for cast-iron friction pair are received.

Key words: antifriction composition, nanocobalt, cast-iron friction pair, resource.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ЭТАПЕ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И РЕМОНТА С ПРИМЕНЕНИЕМ АДАПТИВНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ*

*Ю.Н. САРАЕВ, доктор техн. наук,
вед. науч. сотрудник,
В.П. БЕЗБОРОДОВ, канд. техн. наук,
ст. науч. сотрудник,
А.А. ДЕМЬЯНЧЕНКО, аспирант,
(ИФПМ СО РАН, г. Томск)*

Статья получена 12 апреля 2011 г.

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

Работа посвящена изысканию путей повышения эксплуатационной надежности крупногабаритных конструкций ответственного назначения, которые в основном изготавливаются с применением различных технологий сварки. Показано, что одним из наиболее перспективных путей, позволяющих обеспечить равнопрочность металлоконструкции технической системы, является применение для их изготовления технологических процессов на основе высококонцентрированных потоков энергии, которые вследствие быстрого нагрева зоны соединения и такого же быстрого ее охлаждения способствуют минимальным структурным изменениям, а следовательно, и минимальным напряжениям и деформациям. Наиболее полно сформулированным требованиям отвечают импульсные технологические процессы сварки и наплавки, которые в последнее время находят все большее применение в практике мирового промышленного производства.

Ключевые слова: сварка, импульсные технологии, техническая система, живучесть, надежность, металлоконструкции, высокоэнергетическое воздействие.

ВВЕДЕНИЕ

Большинство технических систем ответственного назначения представляют собой крупногабаритные металлоконструкции, изготавливаемые с применением различных технологий сварки. Стремление конструкторов к применению для их изготовления нового поколения сталей и сплавов с целью повышения эксплуатационных свойств может быть вполне оправданно, поскольку при этом повышаются прочностные характеристики как всего изделия в целом, так и отдельных ресурсопределяющих узлов и деталей. Вместе с тем какими бы уникальными свойства-

ми ни обладал используемый для создания металлоконструкции материал, в процессе ее изготовления указанные свойства ухудшаются из-за зон структурной неоднородности, появляющихся в результате повторного расплавления и кристаллизации металла шва из расплава. Одним из наиболее перспективных путей, позволяющих обеспечить равнопрочность металлоконструкции в целом, является применение для ее изготовления технологических процессов на основе высококонцентрированных потоков энергии, которые вследствие быстрого нагрева зоны соединения и такого же быстрого ее охлаждения способствуют минимальным структурным изменениям, а

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в 2010 году, проект № 10 – 08 – 01109а и интеграционного проекта СО РАН со сторонними организациями № 108 «Разработка научных основ формирования порошковых покрытий, модифицируемых тугоплавкими соединениями и высокоэнергетическим воздействием», 2009–2010 гг.

следовательно, и минимальным напряжениям и деформациям. Наиболее полно сформулированным требованиям отвечают импульсные технологические процессы сварки, которые в последнее время находят все большее применение в практике мирового промышленного производства [1].

Цель работы – изыскание путей повышения живучести крупногабаритных металлоконструкций технических систем применением высококонцентрированных импульсных энергетических воздействий методами сварки, как основных способов их изготовления.

Применение импульсных технологических процессов для изготовления технических систем ответственного назначения имеет ряд специфических особенностей. Эти особенности заключаются в следующем.

Во-первых, реализация импульсных технологических процессов сварки связана с применением более совершенного сварочного оборудования, способного обеспечивать стабильность технологических параметров режима при действии различных возмущающих воздействий как внешних – колебания питающего сетевого напряжения, изменения внешних температурных условий изготовления, дефектность или не надлежащее качество применяемых сварочных материалов, так и внутренних, обусловленных характером тепло- и массопереноса, стабильностью технологического процесса и связанных с ней появляющихся дефектов, напряжениями и деформациями, приводящими к ухудшению эксплуатационных характеристик, и др.

Во-вторых, применение нового поколения материалов, используемых для изготовления технических систем как исходных свариваемых, так и присадочных (сварочных), требует корректировки алгоритмов импульсного управления энергетическими параметрами режима. В этом случае необходима большая трудоемкость подготовки технологического процесса, так как требуется подбор большего числа регулировочных параметров, не только усредненных по измеряемым величинам, но и по их мгновенным значениям, необходимых для настройки выбранного алгоритма управления.

В-третьих, регулируемый тепломассоперенос и тепловложение в обрабатываемое изделие приводят к изменению представлений о его напряженно-деформируемом состоянии. Для этого случая поведение технических систем изучено недостаточно, поскольку это связано с необходимостью накопления экспериментальных результатов, их анализа и формирования научно обоснованного понимания кинетики протекающих термомеханических циклов. Удовлетворить перечисленным особенностям – трудная, но выполнимая научно-техническая задача. В рамках данной работы представляем некоторые экспериментальные результаты, которые, по нашему мнению, по-

зволяют по иному оценивать перспективы повышения живучести крупногабаритных металлоконструкций технических систем ответственного назначения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В ряде работ [2, 3, 4 и др.] были представлены к обсуждению результаты экспериментальных исследований, которые показали новые возможности применения адаптивных импульсных технологических процессов при производстве сварных конструкций. Ниже остановимся только на результатах тех экспериментов, которые, по нашему мнению, могут быть основополагающими в раскрытии вышеназванной цели проводимых исследований. Для проведения технологических экспериментов были сварены образцы из наиболее широко применяемых марок сталей: 17Г1СУ и 12Х18Н10Т. Для сварки образцов были применены как общепринятые технологии сварки на постоянном токе (стандартная технология), так и адаптивные импульсные технологические процессы, основные технологические параметры которых приведены в табл. 1 и 2. Использовался метод адаптивной импульсно-дуговой сварки [5], циклограмма которого приведена на рис. 1, реализуемый с применением специализированного оборудования, разработанного как в ИФПМ СО РАН, так и в сотрудничестве со специализированными фирмами-изготовителями современной техники инверторного типа.

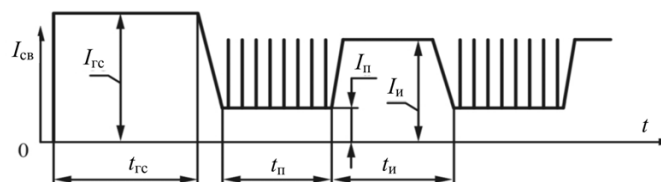


Рис. 1. Циклограмма адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, где $t_{гс}$ – длительность «горячего старта»; $t_п$ – длительность паузы; $t_и$ – длительность импульса; $I_{гс}$ – величина тока «горячего старта»; $I_и$ – ток импульса; $I_п$ – ток паузы

Образцы сварного соединения изготавливались встык, тип шва С17. Пластины размером $300 \times 100 \times 10$ мм сваривались методом дуговой сварки штучными плавящимися электродами (РД) в нижнем положении сварного шва. В качестве электродных материалов применялись электроды ЦЛ-11 диаметром 2 и 3 мм, (для сварки стали 12Х18Н10Т) и электроды марок ОК, МТГ, УОНИ и Kessel, диаметрами 3 и 4 мм, по составу близкие к составу свариваемой стали 17Г1СУ. Образцы для испытаний на усталостную прочность, коррозионную стойкость, ударную вязкость изготавливались в соответствии с требованиями стандартов для каждого вида испытаний. Все испытания проводились в соответствии с традиционными методиками.

Таблица 1

Режимы сварки стали 12X18H10T

Способ РЭДС	Скорость сварки, м/ч	Параметры режима					
		Постоянного тока		Модулированного тока			
		$I_{б}, A$	$U_{б}, B$	$I_{и}, A$	$U_{и}, B$	$T_{и}, c$	$T_{п}, c$
Постоянным током	25	90	22	–	–	–	–
Модулированным током	25	40	22	70	22	0,3	0,7

Примечание: б, и – базовый и импульсный режимы соответственно.

Таблица 2

Импульсные режимы сварки стали 17Г1СУ

Номер образца	Марка основного металла	Марка электрода	Режим сварки (ток, А)	Диаметр электрода, мм	Род тока
2	17Г1СУ	ОК 53.70	1) $I_{и} = 90 A; I_{п} = 40 A;$ 2) $I_{и} = (150...160) A; I_{п} = 50 A;$ 3) $I_{и} = 150 A; I_{п} = 50 A;$ 4) $I_{и} = (170...175) A; I_{п} = 40 A$	3 4 4 4	Имп. $f = 2 Гц$

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На маятниковом копре МК-30А проводили испытания на ударную вязкость образцов с V-образным надрезом (ГОСТ 9454-78) при температурах 0; –20; –30; –60 °С. Для одной партии образцов концентратор наносили в середине шва со стороны облицовочного слоя, для другой – в зоне термического влияния у границы раздела с переплавленным слоем. Для образцов из стали 17Г1СУ при переходе от стационарного режима сварки к адаптивному импульсному значения ударной вязкости металла в ЗТВ при температуре +20 °С возрастают (рис. 2, а). Наблюдаемый прирост $K_{ч}$ составляет 5–9 % для всех марок электродов ОК, МТГ, УОНИ, Kessel.

Принципиальным образом изменяются результаты измерений ударной вязкости при снижении температуры испытаний до –60 °С (рис. 2, б). Различия в значениях экспериментально полученных величин изменя-

ются в пределах 23...80 %, что характеризует снижение порога хладноломкости сварных соединений.

В процессе эксплуатации крупногабаритных металлоконструкций отдельные их элементы и детали работают в условиях контактирования с различными агрессивными средами и абразивными веществами, вызывающими не только износ, но и интенсивную коррозию. В зависимости от условий взаимодействия металла со средой и их свойств может протекать несколько видов коррозии: равномерная, питтинговая, межкристаллитная и растрескивание. Одним из основных качественных способов оценки коррозии является наблюдение внешнего вида образца исследуемого металла после воздействия агрессивной среды. Микроскопическое наблюдение позволяет осуществить качественный контроль не только после, но и во время протекания коррозионного процесса. Этот способ дает возможность получить ценные данные о начале и характере развития коррозионного процесса, а также обнаружить избирательную коррозию и др.

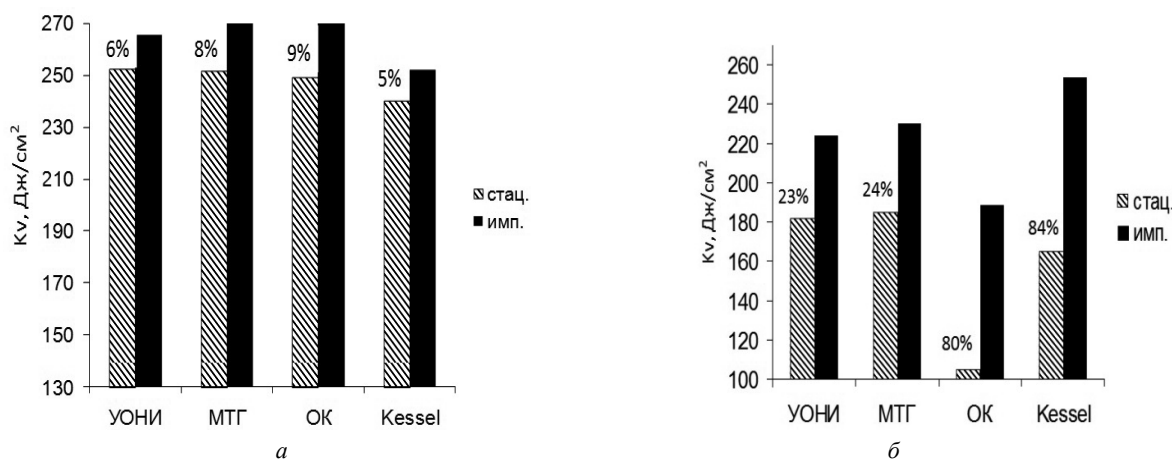


Рис. 2. Диаграмма изменения значений ударной вязкости при переходе от стационарного режима к импульсному для металла ЗТВ при температурах испытаний:

а – $T_{исп} = 20\text{ °C}$; б – $T_{исп} = -60\text{ °C}$

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Структурные исследования состояния поверхности образцов после стационарного режима сварки свидетельствовали о том, что металл был подвержен как опасной межкристаллитной, так и питтинговой коррозии (рис. 3, *а*, *б*). Анализ микроструктур показал, что коррозия поразила основной металл на площади до ~ 40 %. Структурные исследования состояния поверхности образцов после импульсного режима сварки (рис. 3, *в*, *г*) обнаружили, что данные сварные соединения подвержены только менее опасной питтинговой коррозии. Металл поражен на площади ~ 25 %. В целом проведенные исследования показали, что при использовании импульсного режима сварки меняется механизм коррозионного разрушения в соляной кислоте сварных соединений из низколегированной стали 17Г1СУ, а именно: вместо

межкристаллитной коррозии ножевого типа, свойственной соединению после стационарного режима, протекает питтинговая коррозия.

Важной характеристикой эксплуатационной надежности зон сварных соединений металлоконструкций технических систем является показатель усталостной прочности. Проведенные исследования указывали на то, что значения усталостной прочности, определяемые при разрушении образцов по металлу шва, возрастают у испытываемых образцов, сваренных в режиме адаптивной импульсно-дуговой сварки, по сравнению с образцами, сваренными на стационарных режимах в 1,2 – 1,4 раза, а по металлу ЗТВ – в 1,7 раза, что показывает наличие значительного резерва увеличения эксплуатационной надежности металлоконструкций технических систем.

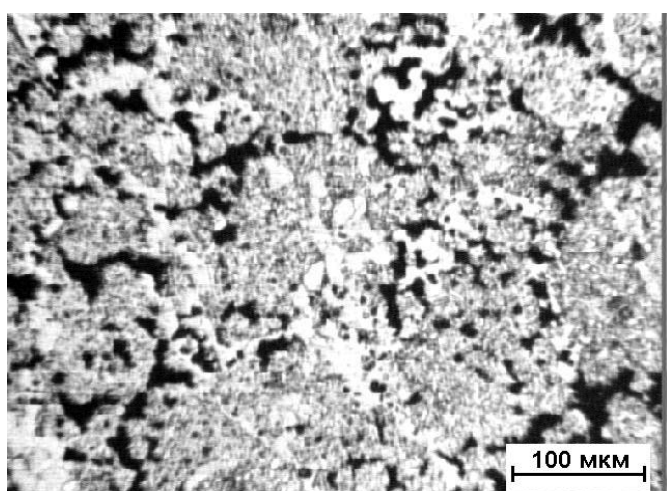
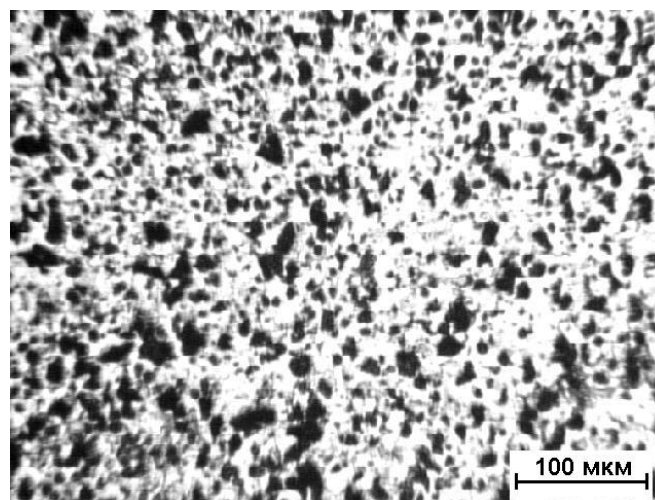
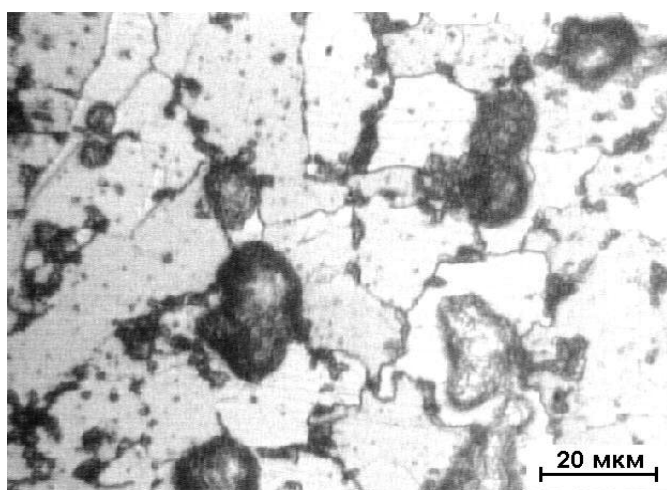
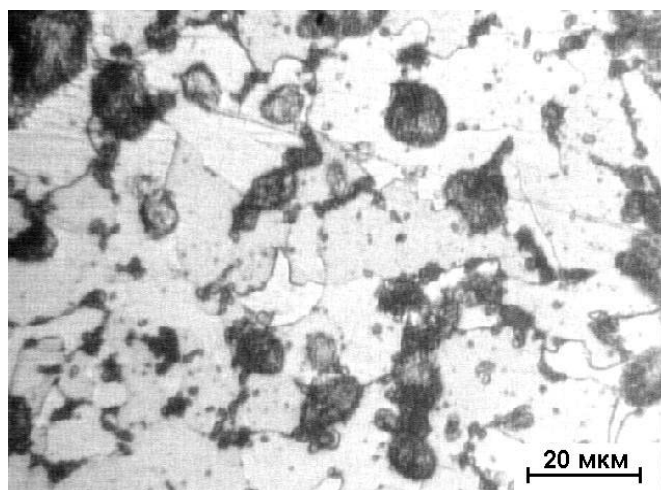
*а**б**в**г*

Рис. 3. Коррозионная картина сварных соединений из стали 17Г1СУ, полученных на стационарных режимах (*а*, *б*) и с импульсным изменением энергетических параметров режима (*в*, *г*):

а – металл шва в облицовочном слое; *б* – металл шва в корневом слое; *в* – металл шва в облицовочном слое; *г* – металл шва в заполняющем слое

ВЫВОДЫ

1. Применение высококонцентрированных импульсных энергетических воздействий на этапе формирования сварных соединений позволяет обеспечить значительные резервы в повышении живучести крупногабаритных металлоконструкций технических систем.

2. Сварные соединения, полученные с применением адаптивных импульсных технологических процессов сварки, имеют более высокие эксплуатационные характеристики по ударной вязкости, усталостной прочности и коррозионной стойкости, что позволяет рекомендовать отмеченный подход в качестве методологической основы создания надежных сварных конструкций, в том числе для работы в условиях климатически низких температур.

Список литературы

1. Патон Б.Е., Сараев Ю.Н., Лебедев В.А. Совершенствование технологических процессов сварки и наплавки на основе методов управляемого высокоэнергетического воздействия на характеристики плавления и переноса электродного металла // Сб. тр. Международ. науч.-практ. конф. с элементами научной школы для молодых ученых «Инновационные технологии и экономика в машиностроении». 20-21 мая 2010 г., Юрга. – С. 15–22.
2. Сараев Ю.Н. Обоснование концепции повышения безопасности и живучести технических систем, эксплуатируемых в регионах Сибири и Крайнего Севера, на основе применения адаптивных импульсных технологий сварки // Тяжелое машиностроение. – 2010. – № 8. – С. 14–19.
3. Сараев Ю.Н. Адаптивные импульсно-дуговые методы механизированной сварки при строительстве магистральных трубопроводов // Сварочное производство. – 2002. – № 1. – С. 4–11.
4. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П. Повышение безопасности конструкций улучшением механических и эксплуатационных свойств сварных соединений // Тяжелое машиностроение. – 2010. – № 11. – С. 30–32.
5. Патент № 2410216 (РФ). Способ адаптивной импульсно-дуговой сварки // Ю.Н. Сараев – 2011. БИ № 3.

Maintainability engineering of large metal ware responsible purpose at the stage of their manufacturing and repair with application of adaptive pulse technological processes of welding

Yu.N. Saraev, V.P. Bezborodov, A.A. Demyanchenko

The paper is devoted to finding ways to improve the operating reliability of large structures responsible purpose, which are mainly manufactured using various welding technologies. Shown that one of the most promising ways to provide full strength metal technical system is an application for their manufacturing processes on the basis of highly concentrated energy flows which due to rapid heating of a welding zone and a similar rapid cooling it contribute to the minimal structural changes, but therefore, minimal stress and deformation. The most fully meet the requirements set forth pulse process of welding and pad welding which has recently found increasing application in the practice of world industrial production.

Key words: Welding, pulse technologies, technical system, survivability, reliability, metalware, high-energy influence.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИЗНОСА ТВЕРДОСПЛАВНОГО 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», ПМРЭПМ ст. Рубцовск)*

Статья поступила 31.01.2011 г.

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

Предложена модель адгезионного износа задней поверхности твердосплавного режущего инструмента при высокоскоростном ортогональном точении конструкционных сталей. Представлены результаты расчета износа режущего инструмента в сравнении с результатами экспериментальных исследований, опубликованных в открытой печати.

Ключевые слова: износ режущего инструмента, износ задней поверхности режущего инструмента, адгезионный износ, высокоскоростная механическая обработка

Одним из наиболее распространенных видов износа режущего инструмента при высокоскоростной механической обработке является износ задней поверхности его режущей части, сопровождаемый образованием площадки износа величиной h_3 . Возникновение данного изменения геометрии поверхности режущей части инструмента, по мнению большинства отечественных и зарубежных исследователей данной проблематики, обусловлено процессами абразивного, адгезионного и диффузионного износа. Для прогнозирования значений величины h_3 в настоящее время чаще всего используются эмпирические и полуэмпирические модели, представленные, например, в работах [1, 2]. Идентификация параметров моделей подобного вида осуществляется статистической обработкой ретроспективных данных, полученных либо экспериментально, либо в процессе производственной эксплуатации инструмента, что является ключевым недостатком данных моделей.

Одним из перспективных направлений исследований в этой области является, по мнению авторов, разработка расчетно-аналитических моделей износа режущего инструмента, учитывающих специфику процессов, оказывающих наиболее существенное влияние на его возникновение. В данной статье пред-

лагается физико-вероятностная модель прогнозирования адгезионного износа задней поверхности режущей части инструмента.

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 температуры Θ_3 в слоях материала режущей части инструмента, прилегающих к задней 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 задней поверхности, зависят от температуры Θ_3 . Напряженное состояние режущей части инструмента считается плосконапряженным. Значение коэффициента трения μ на задней поверхности режущей части инструмента постоянно в течение времени T . Влияние абразивного и диффузионного износа не учитывается.

Будем также считать, что для любого элементарного времени dt обработки заготовки распределение нормальных и касательных контактных нагрузок на задней поверхности режущей части инструмента постоянно и описывается следующими зависимостями (см. рисунок) [4]:

$$q_3(\psi_2) = q_{\max 3} \left(1 - \frac{\psi_2}{l_3}\right)^2; \quad (1)$$

$$q_{\max 3} = 2\tau_\Phi(1,3 + \gamma) + \tau_\Phi \cdot \sin 2\gamma.$$

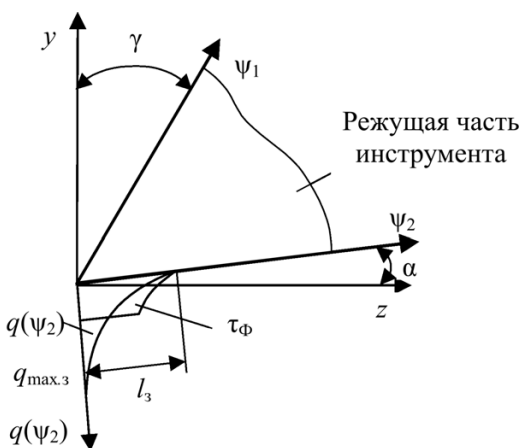
Здесь $q_{\max 3}$ – максимальное нормальное давление на задней поверхности режущей части инструмента; l_3 – текущее значение величины участка контакта задней поверхности режущей части инструмента с материалом обрабатываемой заготовки; γ – передний угол режущей части инструмента; τ_Φ – напряжение сдвига по условной плоскости сдвига обрабатываемого материала [5]:

$$\tau_\Phi = 0,74 \cdot \sigma_{B20} \cdot \delta_5^{0,6-0,5},$$

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

Разобьем участок l_3 контакта задней поверхности режущей части инструмента на элементарные участки l_j ($j = 1, \dots, J$). В качестве критерия разбиения принимается постоянство в пределах l_j температуры задней поверхности режущей части инструмента Θ_3 : ($\Theta_{3j} = \text{const}$).

Примем, что объем материала режущей части инструмента dQ_j , удаляемый с элементарной площадки скользящего контакта его задней поверхности с материалом обрабатываемой заготовки l_j за элементарный



Распределение нагрузок на задней поверхности режущей части инструмента

отрезок времени dt , вследствие образования и последующего разрушения адгезионных металлических связей (АМС), может быть оценен выражением [6]

$$dQ_j = v\delta p_{1j} p_{2j} l_j dt, \quad (2)$$

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 [6]:

$$p_{1j} = (1 + q_{Kj}/q_{3j})^{-1}; \quad p_{2j} = (1 + \sigma_{SMj}^2/\sigma_{SIj}^2)^{-1}. \quad (3)$$

Здесь q_{3j} – нормальное давление на площадке l_j задней поверхности режущего инструмента; q_{Kj} – среднее нормальное давление, необходимое для полного пластического смятия микронеровностей материала обрабатываемой заготовки на этой же площадке; σ_{SMj} , σ_{SIj} – напряжения текучести материала обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента вблизи площадки l_j при температуре Θ_{3j} .

Значение величины q_{Kj} определяется выражением [7]

$$q_{Kj} = 2,5\sigma_{-виj}(1 - \mu); \quad \mu = \frac{1}{2(1,385 - \gamma)}, \quad (4)$$

где $\sigma_{-виj}$ – предел прочности на сжатие материала режущей части инструмента при температуре Θ_{3j} .

Нормальные давления q_3 , действующие на задней площадке режущей части инструмента, рассчитываются методом конечных элементов с учетом термических напряжений, возникающих вследствие нагрева до температуры Θ_3 слоев материала инструмента, прилегающих к этой поверхности.

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

$$\sigma_{SIj} \cong (0,7 \dots 0,8)\sigma_{иj}, \quad (5)$$

$\sigma_{иj}$ – предел прочности при изгибе материала режущей части инструмента при температуре Θ_{3j} .

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

$$Q_j = \int_0^T \int_0^{bT} v\delta p_{1j} p_{2j} dl dt = bv\delta p_{1j} p_{2j} T. \quad (6)$$



Суммарный же объем материала режущей части инструмента Q_3 , удаляемый с его задней поверхности за это же время, равен:

$$Q_3 = \sum_{j=1}^J Q_i = bv\delta T \sum_{j=1}^J p_{1j} p_{2j} . \tag{7}$$

С другой стороны, объем материала режущей части Q_3 из геометрических соображений определяется выражением [6]

$$Q_3 = b \frac{0,5h_3^2 \operatorname{tg}\alpha}{1 - \operatorname{tg}\alpha \operatorname{tg}\gamma} . \tag{8}$$

Из (7) и (8) находим величину площадки износа за время обработки заготовки T :

$$h_3(T) = \sqrt{2 \frac{v(1 - \operatorname{tg}\alpha \operatorname{tg}\gamma)}{\operatorname{tg}\alpha} \delta T \sum_{j=1}^J p_{1j} p_{2j}} , \tag{9}$$

где α – задний угол режущей части инструмента.

Апробация разработанных моделей осуществлялась с использованием экспериментальных данных исследований износа режущего инструмента при высокоскоростном ортогональном точении, приведенных в работе [8].

Эксперименты проводились в условиях продольного точения заготовок стали ст. 45 ($\sigma_{в\ 20} = 470$ МПа) без применения смазочно-охлаждающей жидкости твердосплавными режущими пластинами группы применимости по ISO P20 (материал – Т14К8; предел прочности при изгибе $\sigma_{и} = 1370$ МПа; предел прочности на сжатие $\sigma_{-ви} = 4100$ МПа) с режимами резания: $v = 200$ м/мин; $s = 0,1$ мм/об; $t = 1$ мм. Геометрические параметры режущей пластины: $\gamma = -5^\circ$; $\alpha = 5^\circ$. Напряжение текучести материала обрабатываемой заготовки в зависимости от температуры Θ_3 оценивается следующим выражением: $\sigma_{см} = 78 \cdot \exp(0,0035(600 - \Theta_3))$. Относительное удлинение при растяжении материала обрабатываемой заготовки при температуре 20°C : $\delta_5 = 0,19$.

В табл. 1 приведены расчетные значения и экспериментальные данные распределения температуры Θ_3 на площадке износа задней поверхности режущей части инструмента $h_3 = 0,19$ мм, сформировавшиеся за время обработки детали $T = 22,5$ мин.

В табл. 2 приведены расчетные значения и экспериментальные данные распределения нормальных

Т а б л и ц а 1

$h_3, \text{ мм}$	Температура $\Theta_3, \text{ K}$		ε_{Θ_3}
	Расчетные значения	Экспериментальные данные	
0	911	860	0,059
0,03	924	941	-0,018
0,056	932	982	-0,050
0,078	940	1012	-0,071
0,100	949	1040	-0,08
0,120	957	1050	-0,088
0,146	966	1056	-0,085
0,170	974	1058	-0,079
0,190	985	1058	-0,069
$(\varepsilon_{\Theta_3})_{\text{сред}}$			-0,054

Т а б л и ц а 2

$h_3, \text{ мм}$	Нормальные давления $q_3, \text{ МПа}$		ε_{q_3}
	Расчетные значения	Экспериментальные данные	
0	440	500	-0,136
0,025	383	350	0,086
0,050	308	270	0,123
0,075	260	230	0,115
0,100	219	205	0,063
0,125	209	200	0,043
0,150	210	200	0,047
0,175	232	200	0,137
0,200	300	275	0,083
$(\varepsilon_{q_3})_{\text{сред}}$			0,093

Таблица 3

T , мин	Величина площадки износа h_3 , мм		ε_{h_3}
	Расчетные значения	Экспериментальные данные	
5,0	0,100	0,120	0,200
7,5	0,110	0,135	0,227
10,0	0,125	0,140	0,120
12,5	0,140	0,155	0,107
15,0	0,155	0,165	0,065
17,5	0,168	0,175	0,042
20,0	0,180	0,180	0,000
22,5	0,190	0,190	0,000
25,0	0,200	0,200	0,000

давлений q_3 на площадке износа задней поверхности режущей части инструмента $h_3 = 0,2$ мм, сформировавшиеся за время обработки детали $T = 25$ мин.

Значения средней относительной ошибки $(\varepsilon_{\Theta_3})_{\text{сред}}$ и $(\varepsilon_{q_3})_{\text{сред}}$ между расчетными и экспериментальными данными величин Θ_3 и q_3 не превышают 10 %. Это позволяет сделать вывод о правомерности сделанных при разработке модели адгезионного износа задней поверхности режущего инструмента при высокоскоростной обработке допущений о характере распределения этих величин и методах их количественной оценки.

В табл. 3 представлены расчетные значения и экспериментальные данные площадки износа задней поверхности режущей части инструмента h_3 .

Величина относительной ошибки ε_{h_3} максимальна при малых значениях времени обработки детали T и уменьшается по мере возрастания данного показателя. Это обусловлено тем, что при малых значениях T на износ задней поверхности режущей части инструмента наряду с процессом адгезионного изнашивания оказывают влияние и процессы абразивного и диффузионного износа, которые в разработанной модели не учитываются.

При росте же величины T основным фактором износа рассматриваемой режущей поверхности инструмента становится адгезионный износ, что подтверждается существенным снижением величины ε_{h_3} .

Таким образом, можно сделать вывод об адекватности предложенной физико-вероятностной модели и возможности ее использования при технологической подготовке производства, например, для оценки величины погрешности обработки, обусловленной износом режущего инструмента.

Список литературы

1. Patil R.Y. Cutting Tool Wear-Mechanisms// Journal of Sci., Eng. & Tech. Mgt. – Vol. 2 (1). – 2010. – PP. 38–42.
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. – Vol. 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. Шаиок А.В., Кутышкин А.В., Фролов Е.А., Кожемяко И.В. Прогнозирование адгезионного износа режущего инструмента // Обработка металлов. – 2011. – № 1. – С. 23–26.
7. Лолодзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
8. T. Matsumura, T. Shirakashi, E. Usui. Identification of Wear Characteristics in Tool Wear Model of Cutting Process // International Journal of Material Forming, Vol. 1, Supplement 1. – 2008. – PP. 555–558.

Prediction of adhesive flank wear of the cutting tool with carbide cutting inserts at high speed turning

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

In article the model of adhesive flank wear of the cutting tool with carbide cutting inserts is offered at high speed orthogonal turning constructional steels. Shows the calculated wear of cutting tools in comparison with the results of experimental studies published in the press.

Key words: wear of the cutting tool, flank wear of the cutting tool, adhesion wear, high speed turning.

ВЛИЯНИЕ НАЧАЛЬНОГО РАДИУСА СБОРНЫХ ГИПЕРБОЛИЧЕСКИХ ФРЕЗ НА ПАРАМЕТРЫ ТОЧНОСТИ КОРПУСА ИНСТРУМЕНТА*

*С.Г. ЕМЕЛЬЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
С.А. ЧЕВЫЧЕЛОВ, канд. техн. наук, доцент,
Д.А. БОБРЫШЕВ, магистр
(Юго-западный государственный университет,
г. Курск)*

Статья поступила 4 апреля 2011 г.

305040, г. Курск, ул. 50 лет Октября, 94, Юго-западный государственный университет, кафедра «МТиО»,
DABobryshev@yandex.ru

Приведены результаты исследований влияния начального радиуса сборных гиперболических фрез для репрофилирования рельсов на параметры точности пазов под сменные многогранные пластины (СМП).

Ключевые слова: гиперболические фрезы, фасонный инструмент, расчет допусков размеров, репрофилирование рельсов.

Как известно, при механической обработке деталей неизбежно возникают геометрические погрешности, образующиеся в результате действия различного рода факторов. Одним из таких факторов является погрешность размеров режущего инструмента. Особый смысл это имеет для сборного фасонного инструмента, геометрические погрешности режущей части которого непосредственно влияют на профиль обрабатываемой детали. В этой связи большое значение приобретает решение задачи расчета допусков размеров инструмента, необходимых для обеспечения требуемой точности обработанной им поверхности детали.

В работе [1] представлена система автоматизированного проектирования гиперболических фрез (рис. 1), оснащенных сменными многогранными пластинами (СМП) для обработки выпуклых поверхностей, в частности, для обработки железнодорожных рельсов. На начальном этапе проектирования данных фрез от конструктора требуется задать минимальный радиус производящей поверхности R_n , значение которого влияет на ее форму и размеры (табл. 1), что, в свою очередь, воздействует на количество и расположение СМП вдоль образующей производящей поверхности [2]. Так как размеры самих СМП и допусков на них стандартизированы производителем, то одной из задач при проектировании является расчет допусков размеров, задающих расположение пазов под СМП в зависимости от параметров точности, предъявляемых к обрабатываемой детали.

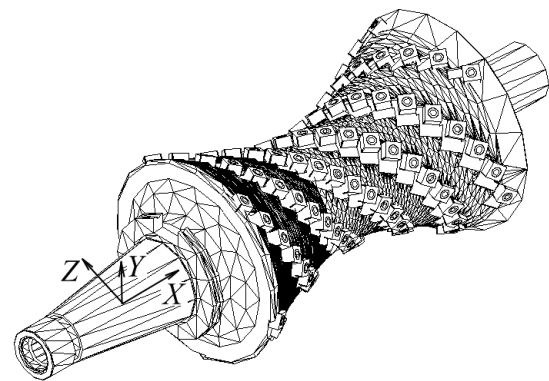


Рис. 1. Модель гиперболической фрезы для обработки симметричного участка профиля головки рельсов типов Р65 и Р75

На базе методики пространственного вероятностного размерного анализа изделий, описанной в работе [3], разработана система автоматизированного расчета параметров точности гиперболических фрез для репрофилирования рельсов на стадии проектирования [4]. С ее помощью были рассчитаны параметры точности положения пазов под СМП в виде верхних и нижних предельных отклонений размеров, представленных в графическом виде на рис. 2. Вдоль оси абсцисс отложены номера точек, в которых производился расчет (рис. 3). Каждый паз задается координатами четырех точек, пронумерованных в соответствии с порядком расположения пазов.

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

Влияние начального (минимального) радиуса на форму производящей поверхности гиперболических фрез для репрофилирования рельсов

	$R_H = 25 \text{ мм}$	$R_H = 50 \text{ мм}$	$R_H = 100 \text{ мм}$
Форма производящей поверхности			

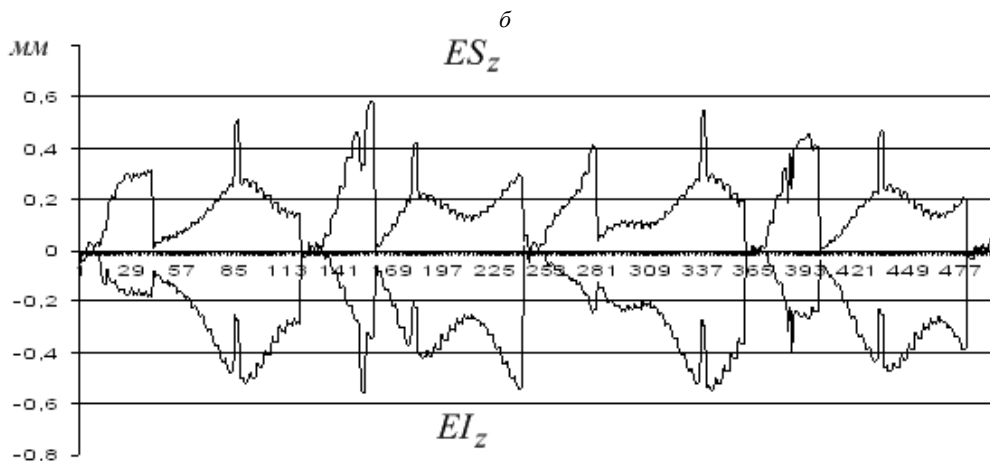
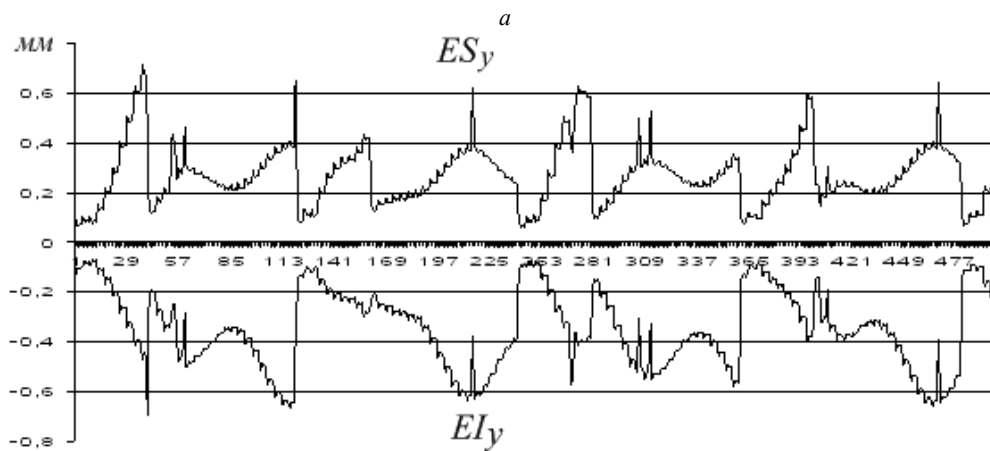
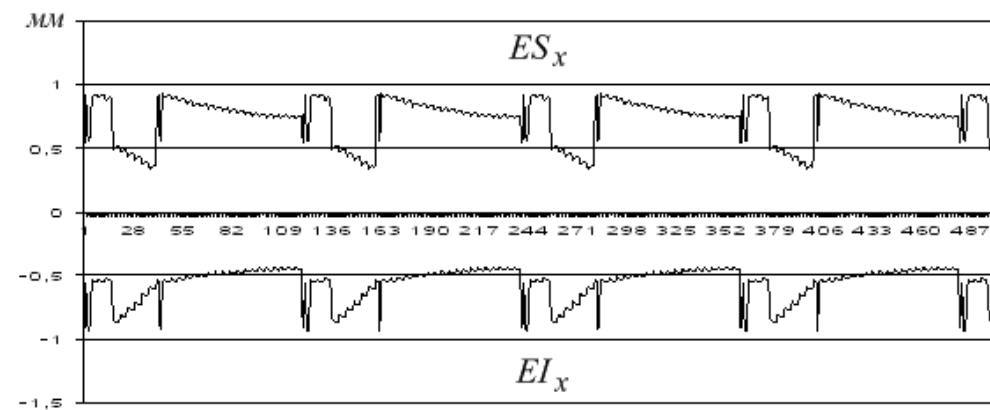


Рис. 2. Параметры точности размеров расположения пазов СМП:
a – проекция на ось *X*; *б* – проекция на ось *Y*; *в* – проекция на ось *Z*

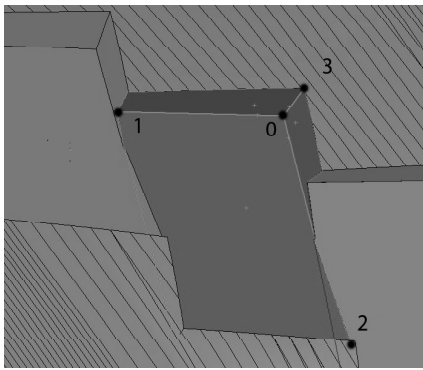


Рис. 3. Точки, задающие расположение паза в корпусе гиперболической фрезы

Графики отображают значение верхнего и нижнего предельных отклонений размеров, задающих положение каждого паза под СМП инструмента в направлении соответствующей координатной оси. Для каждого зуба фрезы зависимость предельных отклонений имеет идентичный характер, чем объясняется цикличность графиков. Соответственно допуском размера, задающего положение каждой из точек паза при заданной точности обрабатываемой детали, является расстояние между верхним и нижним графиком.

Рассчитанные допуски для каждого из пазов в дальнейшем могут использоваться при изготовлении корпуса инструмента, однако для удобства целесообразно использование минимального допуска по каждой оси для определения положения каждого из пазов.

Для дальнейших исследований использовались размеры, задающие расположение пазов под СМП, с наиболее «жесткими» значениями допусков. Графики зависимости значений данных допусков от начального радиуса гиперболической фрезы представляют собой функции, имеющие один экстремум (рис. 4). Это дает возможность выбора значения R_n , приемлемого с технологической точки зрения еще на этапе проектирования сборных гиперболических фрез. В данном случае зависимость T_z имеет более жесткие значения, чем T_x и T_y . Следовательно, график значений допусков в направлении оси Z является приоритетным при выборе оптимального начального радиуса инструмента. В ходе проведенных расчетов установлено, что наибольшее значение $T_z = 0,021$ мм приобретает при $R_n = 48,6$ мм. При этом значении радиуса T_x и T_y составляют соответственно 1,094 мм и 0,867 мм.

The influence of initial radius of modular hyperbolic mills on precision of the tool body

S.G. Emelianov, S.A. Chevychelov, D.A. Bobryshev

The results of the research of the influence of initial radius of modular hyperbolic mills for reprofiling of rails on precision of replaceable multiface plate slots are described in this work.

Key words: tool, mill, form, precision, tolerance, rail, reprofiling, body.

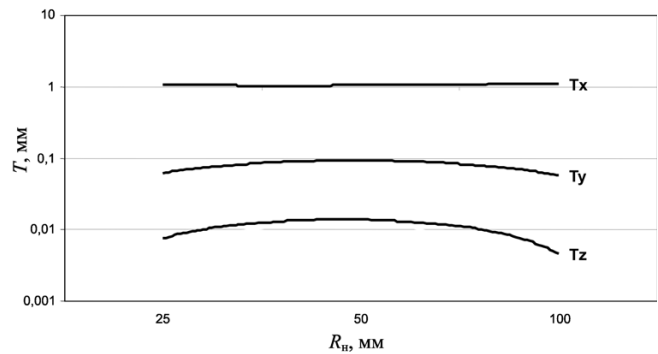


Рис. 4. Зависимость допусков размеров расположения пазов СМП от начального радиуса инструмента R_n

Таким образом, в ходе проведенных исследований установлено оптимальное значение начального радиуса инструмента, при котором наиболее «жесткий» из допусков размеров, определяющих расположение пазов СМП, имеет максимальное значение. Это дает возможность избежать завышенных параметров точности размеров, которые ведут к увеличению затрат при производстве гиперболических фрез для репрофилирования рельсов.

Список литературы

1. Емельянов С.Г. САПР гиперболических фрез для репрофилирования рельсов [Текст] / С.Г. Емельянов, С.А. Чевычелов // Вестник машиностроения. – № 12. – 2007. – С. 62–64.
2. Чевычелов С.А. Анализ результатов процесса проектирования гиперболических фрез [Текст] / С.А. Чевычелов // Вестник машиностроения. – № 12. – 2007. – С. 64–66.
3. Емельянов С.Г. Пространственный размерный анализ с использованием матричного представления графа размерных связей и многопараметрического отображения аффинного пространства [Текст] / С.Г. Емельянов, Ю.П. Мочаев, С.А. Чевычелов, Д.А. Бобрышев // Известия ОрелГТУ. – № 3-4/271(546). – 2008. – С. 51–55.
4. Автоматизированная система расчета параметров точности гиперболических фрез при проектировании (HyperPrecision) [Текст] // Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ №2010611514 РФ. / С.Г. Емельянов, С.А. Чевычелов, Д.А. Бобрышев; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО Курский гос. техн. ун-т. № 2009617600; заявл. 29.12.2009; опублик. 17.03.2010. Бюл. № 2. 362 с.

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ ФУНДАМЕНТА МНОГОЦЕЛЕВОГО СТАНКА

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

Статья поступила 16 декабря 2010 года

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

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.

Многоцелевой станок (МС) представляет собой комплекс, состоящий из двух изделий, не соединённых на предприятии-изготовителе сборочными операциями, но предназначенных для выполнения взаимосвязанных эксплуатационных функций – специального фрезерно-расточного станка и поворотного подвижного стола (рис. 1). Станок и стол размещаются на общем фундаменте из бетона марки М400. Рассмотрение фундамента обусловлено тем, что его деформации влияют на точность механической обработки и должны учитываться при проектировании МС, в частности станин [1]. Различные аспекты проектирования МС были рассмотрены нами ранее, например, в работах [2–4].

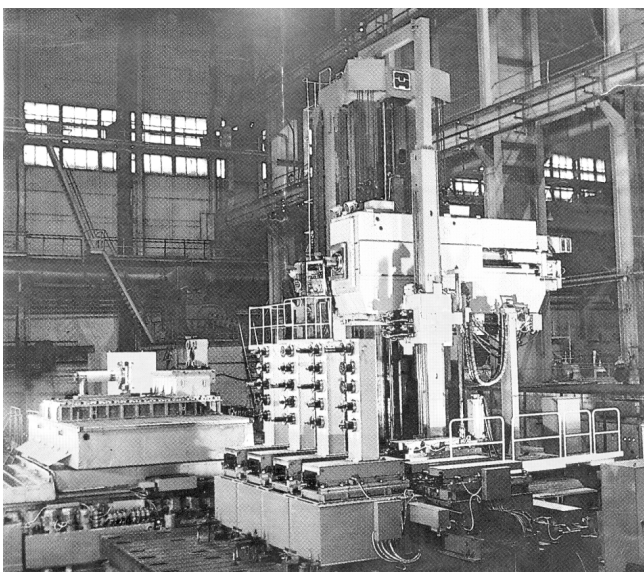


Рис. 1. Тяжелый многоцелевой станок сверлильно-фрезерно-расточной группы с поворотным подвижным столом для обработки корпусных деталей массой до 200 т

Фундамент для МС представляет собой пространственное массивное тело (рис. 2). Основной расчетной нагрузкой для фундамента являются:

- нагрузка от подвижных частей (стойка, шпиндельная бабка, противовес) станка общей массой 140 т;
- нагрузка от обрабатываемой детали массой 200 т;
- давление распределенной нагрузки от станины 40 кН/м для станка и стола.

Размеры фундамента в плане (длина и ширина) зависят от рабочей зоны станка и назначаются из конструктивных соображений. Поэтому основной целью исследования является определение рациональной толщины H фундамента (рис. 2). При расчете фундамент рассматривался как на абсолютно жестком основании, так и на упругом винклеровом основании при коэффициенте постели $k = 10$ МПа/м [5]. Модель фундамента создавалась в системе проектирования SolidWorks, конечно-элементный анализ модели проводился средствами программного комплекса ANSYS, а также на базе собственных разработок [6].

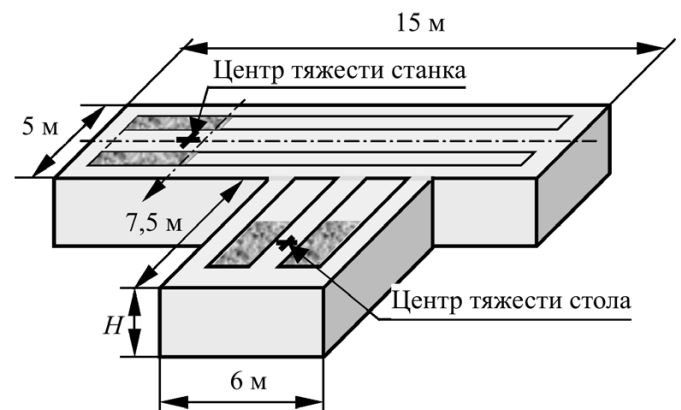


Рис. 2. Компоновка фундамента МС

Основные результаты расчета представлены на рис. 3–5 на примере деформирования фундамента от действия веса станка. Качественная картина деформирования фундамента от веса стола с деталью аналогичная, количественно – перемещения больше: так, при абсолютно жестком основании имеем при $H = 2$ м – max 16 мкм; $H = 4$ м – max 31 мкм; $H = 6$ м – max 35 мкм. На рис. 6 представлена общая картина деформации фундамента для случая крайнего расположения станка и стола на фундаменте. На рис. 7 показана деформация фундамента толщиной $H = 1$ м на упругом основании для случая расположения станка в середине хода и стола с деталью в крайнем правом положении.

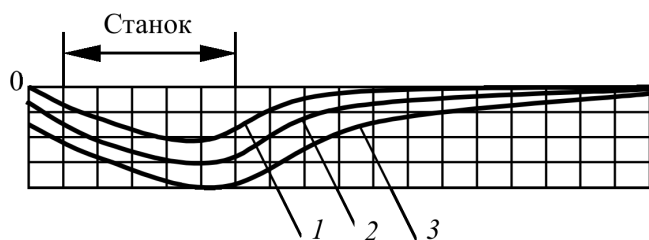


Рис. 3. Вертикальные перемещения поверхности фундамента на абсолютно жестком основании на примере станка по сечению действия внешней нагрузки:

1 – $H = 2$ м, max 0,00913 мм; 2 – $H = 4$ м, max 0,01276 мм;
3 – $H = 6$ м, max 0,01578 мм

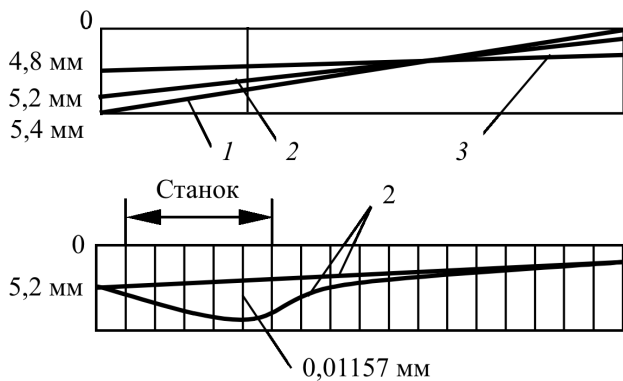


Рис. 4. Вертикальные перемещения поверхности фундамента на упругом основании:

1 – $H = 2$ м; 2 – $H = 4$ м; 3 – $H = 6$ м

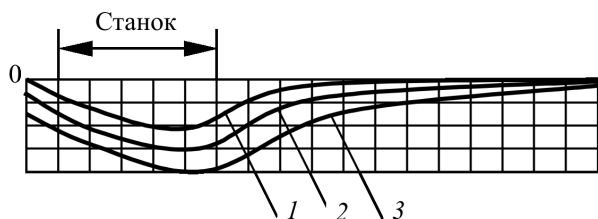


Рис. 5. Влияние толщины H фундамента на упругом основании на вертикальные перемещения поверхности фундамента:

1 – $H = 1$ м; 2 – $H = 2$ м; 3 – $H = 4$ м

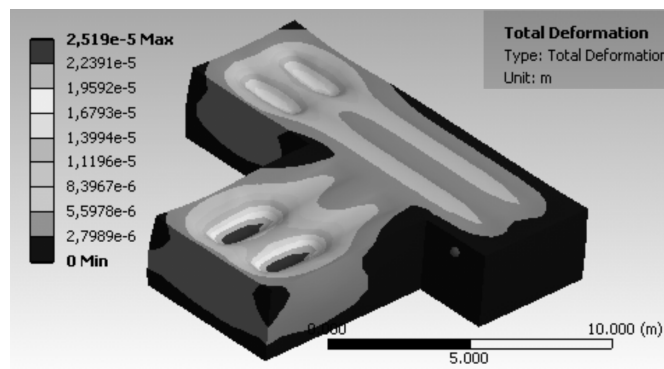


Рис. 6. Деформированное состояние фундамента на абсолютно жестком основании для $H = 3$ м при расположении станка и стола в крайних положениях

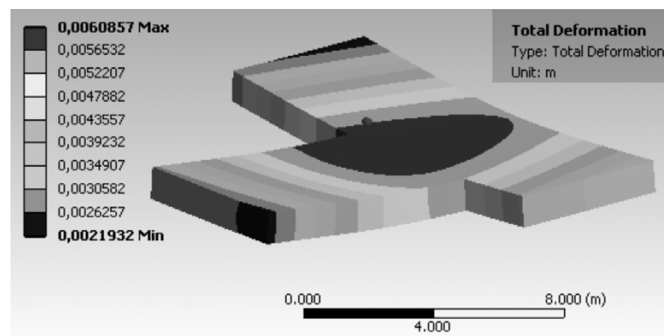


Рис. 7. Деформированное состояние фундамента на упругом основании для $H = 1$ м при расположении станка в середине хода и стола в крайнем правом положении

Согласно рис. 4 в общем балансе вертикальных перемещений поверхности фундамента на упругом основании можно выделить перемещения от жесткого поворота фундамента как единого целого и перемещения от деформирования фундамента. Характер зависимости вертикальных перемещений для фундамента на упругом и жестком основаниях качественно одинаков, однако численные результаты различны:

высота фундамента H , м	2	4
перемещение, мм	0,00913/0,00717	0,01276/0,01157

Здесь в числителе – вертикальные перемещения фундамента на жестком основании, в знаменателе – на упругом основании.

Таким образом, в общем балансе упругих перемещений МС следует учитывать лишь часть перемещений, вызванных деформацией собственно фундамента на упругом основании (перемещения от жесткого поворота фундамента не влияют на взаимное расположение конструкций несущей системы). Следует отметить затухающий характер перемещений по мере удаления от места приложения основной нагрузки.

Сравнительный анализ деформированного состояния фундамента на упругом основании при различных положениях подвижных частей несущей

системы показал, что для фундамента наиболее неблагоприятным является расположение подвижных частей по краям фундамента. При высоте фундамента $H = 4$ м наибольшие перемещения равны 0,0108 мм для нагрузки по рис. 5 и 0,01157 мм – для нагрузки по рис. 4.

На рис. 5 приведены результаты для случая, когда центр тяжести станка находится посередине рабочего хода, а стола в крайнем правом положении (для стола не показано, характер поведения аналогичен). Прогиб поверхности фундамента в области приложения нагрузки составляет при $H = 1$ м – 6,09 мм; $H = 2$ м – 5,09 мм; $H = 3$ м – 5,06 мм; $H = 4$ м – 5,00 мм. Таким образом, для рассмотренных условий минимальная толщина фундамента составляет 2 м (рис. 5). Для принятия окончательного решения по толщине фундамента следует учесть жесткость станины, которая может оказать существенное влияние на толщину фундамента. Так, учет жесткости обрабатываемой детали на столе позволяет существенно снизить массу несущей системы стола [7].

Список литературы

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.
5. Горбунов-Посадов М.И., Маликова Т.А., Соломин В.И. Расчет конструкций на упругом основании. – М.: Стройиздат, 1984. – 679 с.
6. Атапин В.Г., Гапонов И.Е., Павин А.Г. Автоматизация проектирования тяжелых многоцелевых станков / Материалы I Всесоюзного съезда технол.- машиностроителей. – М., 1989. – С. 42–43.
7. Атапин В.Г. Расчет жесткости базовых деталей тяжелых столов с учетом жесткости обрабатываемой детали // Вестник машиностроения. – 2008. – № 5. – С. 50–52.

Calculation of elastic deformations the base of the multi-purpose machine tool

V.G. Atapin

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.

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЛИТОЙ СТАЛИ КОМПЛЕКСНЫМ ДИФфуЗИОННЫМ НАСЫЩЕНИЕМ БОРОМ И ХРОМОМ

*В.И. МОСОРОВ¹, ст. преп., аспирант,
А.М. ГУРЬЕВ², доктор техн. наук, профессор,
Б.Д. ЛЫГДЕНОВ¹, доктор техн. наук, доцент,
Д.С. ФИЛЬЧАКОВ¹, ст. преп., аспирант,
(¹ВСГТУ, г. Улан-Удэ,
²АлтГТУ, г. Барнаул)*

Статья поступила 31 марта 2011 г.

Мосоров В.И. – 610013, Республика Бурятия, г. Улан-Удэ, ул. Ключевская 42, в,
Восточно-Сибирский государственный технологический университет,
e-mail: vlmosorov@yandex.ru

Приведены результаты оптимизации процесса борохромирования. Исследована микроструктура диффузионных борохромированных слоев и их микротвердость.

Ключевые слова: борохромирование, восстановленный хром, математическое планирование, матрица планирования, микроструктура, микротвердость, литая сталь 25Л.

ВВЕДЕНИЕ

Химико-термическая обработка (ХТО) является одним из эффективных и широко применяемых в промышленности методов повышения надежности и долговечности ответственных деталей машин, инструмента и технологической оснастки. В настоящее время химико-термическая обработка имеется на любом машиностроительном предприятии, тем не менее можно утверждать, что она делает лишь свои первые шаги, а ее возможности практически не ограничены [1]. Наиболее перспективным методом ХТО можно считать многокомпонентное насыщение.

В настоящей работе рассматривается процесс борохромирования – насыщение углеродистой литой стали бором и хромом. Цель борохромирования – улучшение физико-химических характеристик боридных слоев, обладающих высокой хрупкостью, недостаточной коррозионной стойкостью и жаростойкостью [2, 3].

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАСЧЕТЫ

В качестве материала для исследований использовали литую углеродистую сталь 25Л. В основу состава насыщающей смеси для поверхностного упрочнения стальных деталей был принят карбид бора (B_4C) как

поставщик атомов бора. Следующим компонентом, входящим в состав насыщающей смеси, взят восстановленный хром (Cr), являющийся поставщиком атомов хрома. Для активизации процесса насыщения использовался тетрафторборат калия (KBF_4).

При оптимизации процесса борохромирования решается многофакторная задача по поиску оптимальных условий проведения процесса с составлением математической модели изучаемого процесса. В результате анализа априорной информации были выделены следующие факторы, влияющие на структурно-механические показатели борохромированных слоев стали 25Л:

- время выдержки процесса;
- температура;
- состав насыщающей смеси: 27 % B_4C + 40 % $Cr_{восст}$ + 30 % Al_2O_3 + 3 % KBF_4 .

Области определения указанных факторов были выделены на основании предварительных исследований, при этом для такого фактора, как состав насыщающей смеси, варьирование значений сводится к изменению процентного соотношения компонентов. В составе насыщающей смеси используется восстановленный хром. Восстановление проводили при температуре 1000 °С (рис. 1) в среде следующего состава:

30 % Al_2O_3 + 68 % (75 % Cr_2O_3 + 25 % Al) + 2 % NH_4Cl .



Рис. 1. Процесс восстановления хрома при температуре 1000 °С

В табл. 1 приведены значения уровней и интервалов варьирования исследуемых факторов.

Процесс борохромирования проводили одновременно диффузионным насыщением стали 25Л атомами бора и хрома образцов, изготовленных в форме параллелепипеда длиной 20 мм, шириной 10 мм и высотой 5 мм из отливок. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе *Neofot-21*, а для определения механических свойств диффузионных слоев использовали микротвердомер ПМТ-3.

Рассматривался полный факторный эксперимент (ПФЭ) типа 2^3 , где число факторов $k = 3$, число уровней $p = 2$. Для расчета коэффициентов достаточно провести $N = 8$ опытов, число повторных экспериментов $n = 5$. В табл. 2 приведены матрица планирования, рабочая матрица и параметр оптимизации Y – толщина боридного слоя. Статистическая обработка результатов измерений параметров оптимизации включает определение ошибки эксперимента (ошибка воспроизводимости), ошибки опытов и наблюдений (измерений) [4]. При определении ошибок наблюдений принимается во внимание число повторных измерений u : выявление ошибок опытов связано с учетом числа повторений опытов-наблюдений n , а при оценке ошибок всего эксперимента необходи-

Т а б л и ц а 1
Факторы и уровни их варьирования

Факторы	Уровни варьирования			Интервал варьирования
	-1	0	+1	
X_1 – время выдержки процесса, ч	2	3	4	1
X_2 – температура обработки, °С	950	1000	1050	50
X_3 – состав насыщающей смеси, %	27/40/30/3	32/35/30/3	37/30/30/3	5/5/0/0

мо знание числа опытов N . При определении ошибок опытов оценивают дисперсии опытов, а в случае установления ошибки эксперимента учитывают величину дисперсии воспроизводимости.

При оценке дисперсии воспроизводимости применяется формула, вид которой зависит от условий проведения отдельных опытов (условий дублирования опытов). В случае однородности дисперсий ошибок отдельных опытов и их равномерного дублирования дисперсия воспроизводимости рассчитывается по формуле

$$S_{\{y\}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^n (y_{ni} - \bar{y}_n)^2}{N(n-1)}. \quad (1)$$

Определенная по формуле (1) дисперсия воспроизводимости составила $S_{\{y\}}^2 = 1,13$.

Далее по результатам эксперимента проводится расчет коэффициентов регрессии и составление математической модели. Уравнение математической модели ПФЭ при трех факторах и двух уровнях варьирования имеет вид

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

Т а б л и ц а 2

Матрица планирования, рабочая матрица и результаты опытов

Номер опыта	Матрица планирования								Рабочая матрица			Толщина борохромированного слоя Y , мкм
	X_0	X_1	X_2	X_3	$X_1 X_2$	$X_1 X_3$	$X_2 X_3$	$X_1 X_2 X_3$	Время насыщения, ч	Температура обработки, °С	Количество смеси, %	
1	+	+	+	+	+	+	+	+	4	1050	37/30/30/3	180,00
2	+	-	+	+	-	-	+	-	2	1050	37/30/30/3	179,70
3	+	+	-	+	-	-	-	-	4	950	37/30/30/3	180,00
4	+	-	-	+	+	+	-	+	2	950	37/30/30/3	180,00
5	+	+	+	-	+	+	-	-	4	1050	27/40/30/3	173,40
6	+	-	+	-	-	-	-	+	2	1050	27/40/30/3	186,00
7	+	+	-	-	-	-	+	+	4	950	27/40/30/3	186,00
8	+	-	-	-	+	+	+	-	2	950	27/40/30/3	173,40

Расчеты коэффициентов регрессии

	b_0	b_1	b_2	b_3	b_{12}	b_{13}	b_{23}	b_{123}
Y	179,81250	-3,11250	-0,03750	0,11250	0,03750	3,18750	-0,03750	0,03750

Коэффициенты регрессии определяются по формулам:

$$b_0 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^8 \bar{y}_i; \quad (3)$$

$$b_i = \frac{1}{N} \sum_{iu} x_{iu} \bar{y}_u; \quad (4)$$

$$b_{ij} = \frac{1}{N} \sum_{iju} x_{iju} \bar{y}_u. \quad (5)$$

Расчеты коэффициентов регрессии представлены в табл. 3.

Проверка адекватности математической модели проведена по критерию Фишера

$$F_{\text{расч}} = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S_{\{y\}}^2}. \quad (6)$$

Дисперсия адекватности рассчитывается по формуле

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{\sum \Delta Y^2}{f}, \quad (7)$$

где $f = N - (k + 1) = 8 - 4 = 4$ – число степеней свободы. Расчет дисперсии адекватности приведен в табл. 4.

Определенная по формуле (7) дисперсия адекватности составила $S_{\text{ад}}^2 = 2,37$. Результаты расчетов проверки модели на адекватность приведены в табл. 5.

Таким образом, на основе проведенных исследований получена математическая зависимость толщины боридного слоя от времени выдержки, состава насыщающей смеси и температуры процесса борохромирования. Оптимальные режимы процесса борохромирования получены в опытах 6 и 7 (см. табл. 2).

Дисперсия адекватности

№ п/п	Толщина Y , мкм		ΔY	ΔY^2
	Экспериментальное значение	Расчетно-теоретическое значение		
1	180,00	181,0875	-1,0875	1,182656
2	179,70	180,8625	-1,1625	1,351406
3	180,00	181,0875	-1,0875	1,182656
4	180,00	181,0125	-1,0125	1,025156
5	173,40	174,4125	-1,0125	1,025156
6	186,00	187,0875	-1,0875	1,182656
7	186,00	187,0875	-1,0875	1,182656
8	173,40	174,5625	-1,1625	1,351406

Расчет проверки адекватности модели

Параметры	Y
$S_{\{y\}}^2$	1,13
$S_{\text{ад}}^2$	2,37
$F_{\text{расч}}$	2,09
$F_{\text{табл}}$	6,39
Вывод	$F_{\text{расч}} \leq F_{\text{табл}}$, модель адекватна

ОБСУЖДЕНИЕ
РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

В поперечном сечении стальных образцов после изотермического одновременного насыщения бором и хромом при изучении микроструктуры наблюдается слой толщиной до 180 мкм (рис. 2). Микротвердость борохромированного слоя достигает 27 000 МПа. При одновременном насыщении бором и хромом получили диффузионные слои на основе боридов железа $(\text{FeCr})_2\text{B}$, $(\text{FeCr})\text{B}$.

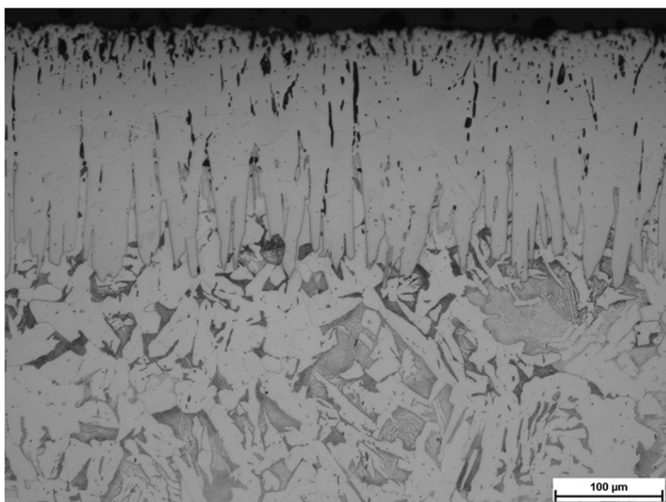


Рис. 2. Микроструктура стали 25Л ($\times 200$) после борохромирования

ВЫВОДЫ

Проведена оптимизация процесса борохромирования с описанием математической модели полнофакторного эксперимента типа 2^3 , где число факторов $k = 3$, число уровней $p = 2$, приведением матрицы планирования, рабочей матрицы и параметра оптимизации Y – толщины боридного слоя. Получен диффузионный слой глубиной 180 мкм, состоящий из боридов железа $(Fe Cr)_2B$, $(Fe Cr)B$.

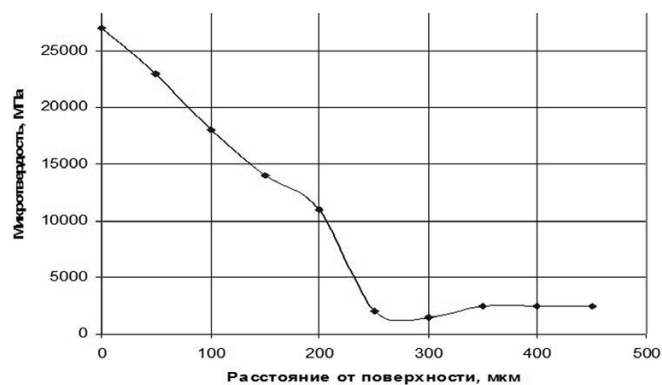


Рис. 3. Зависимость микротвердости стали 25Л от глубины слоя борохромирования

Список литературы

1. Ворошнин Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки металлов / Л.Г. Ворошнин, О.Л. Менделеева. – Минск: БНТУ, 2004. – 168 с.
2. Лахтин Ю.М. Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
3. Ворошнин Л.Г. Многокомпонентные диффузионные покрытия. – Минск: Наука и техника, 1981. – 296 с.
4. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в материаловедении. – М.: МИСиС, 1971. – 228 с.

Surface hardening of cast steel complex diffusion saturation with bore and chrome

V.I. Mosorov, A.M. Guriev, B.D. Lygdenov, D.S. Filchakov

This paper presents the results of the optimization process boron-chrome plating. The microstructure of the diffusion borochromizing layers and their micro hardness are researched.

Key words: borochromizing, recovered chrome, mathematical planning, planning matrix, microstructure, micro hardness, cast steel 25L.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ ПАСТАМИ, СОДЕРЖАЩИМИ Ni – Cr – B – Si, В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОТЛИВОК

*Д.С. ФИЛЬЧАКОВ², ст. преп., аспирант,
В.А. МАРКОВ¹, доктор техн. наук, профессор,
А.М. ГУРЬЕВ¹, доктор техн. наук, профессор,
В.И. МОСОРОВ², ст. преп., аспирант,
(¹АлтГТУ, г. Барнаул,
²ВСТГУ, г. Улан-Удэ)*

Статья поступила 30 марта 2011 г.

Фильчаков Д.С. – 670034, г. Улан-Удэ, ул. Х. Намсараева, 4, 67,
Восточно-Сибирский государственный технологический университет,
e-mail: kandidatndc@mail.ru

Рассматривается применение методов поверхностного легирования стальных отливок на этапе специальной подготовки полости литейной формы путем обмазки многокомпонентным составом перед заливкой расплавленным низкоуглеродистым сплавом. Исследованы изменения механических свойств поверхности после взаимодействия компонентов обмазки со сплавом основы и определены рациональные пути по улучшению методов поверхностного легирования.

Ключевые слова: легирование поверхности, метод обмазки формы, износостойкость, глубина слоя.

ВВЕДЕНИЕ

Поверхностное легирование отливок за счет специальных обмазок и паст на внутреннюю поверхность литейных форм представляет интерес с точки зрения повышения износостойкости и жаропрочности, устойчивости к коррозии чугуна и стали. В литературе имеются данные по поверхностному легированию отливок Al, Cr, Mn и других, но результаты этих работ противоречивы и до сих пор не нашли применения в производстве [1, 2].

Оптимизация условий проведения технологических процессов является необходимой задачей планирования эксперимента. Планирование, проведение и обработка результатов многофакторного эксперимента дает модель объекта исследования и позволяет принять наиболее оптимальные решения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В данной работе исследовали структуру и свойства упрочняющих покрытий на основе Ni, Cr, B, Si для стали 35Л. Обмазка с порошковым составом

на связующем жидком стекле, клее БФ–2 и эпоксидной смоле наносилась на внутреннюю рабочую поверхность оболочковой формы. Заливка расплава производилась после предварительной сушки формы. Температура заливки расплава стали составляла 1520...1560 °С. Были рассмотрены основные факторы, наиболее существенно влияющие на микротвердость стали: состояние исследуемого образца (микротвердость легированного слоя образцов стали исследовалась в литом, нормализованном и закаленном состояниях), глубина слоя, вид связующего материала. Число повторных экспериментов $n = 10$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Наилучшие результаты получены при использовании в качестве связующего эпоксидной смолы. Глубина слоя достигает 1,5...3 мм (рис. 1). Покрытие прочно сцеплено с основой, плотное, без пор и раковин. Структура покрытия имеет дендритное строение и состоит из эвтектики с участием кремния, бора, никеля, легированного хромом, и др.

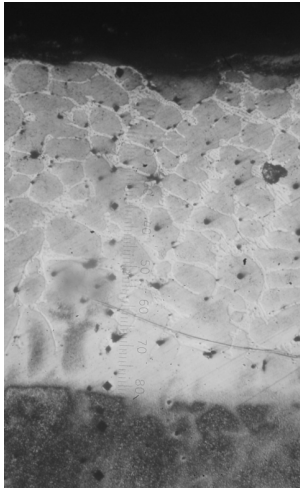


Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя на стали 35Л. х200

Для анализа дендритной ликвации главным положением является наличие химического взаимодействия, проявляющегося в жидком состоянии. Химическое взаимодействие в расплаве и твердом кристалле определенным образом влияет на перераспределение элементов при кристаллизации. Для железа элементы по степени возрастания склонности к ликвации предположительно располагаются в следующий ряд: Al, Cr, W, Co, V, Ge, Mn, Mo, Cu, Si, Ti, Ta, C, As, B [3]. Учитывая, что Cr, B, Si входят в этот ряд, необходимо отметить сильную зависимость ликвации от комбинации легирующих элементов. При кристаллизации таких сложных композиций взаимодействие процессов роста дендритов и зарождение новых фаз внутри обогащенной зоны может приводить к образованию неравновесных фаз.

Структура закристаллизовавшегося металла зависит от условий кристаллизации. Она в значительной степени определяется как переохлаждением, предшествующим кристаллизации, так и перегревом металла перед охлаждением. Увеличение переохлаждения может оказывать существенное влияние на форму роста кристаллов. Дендритная кристаллизация в отдельных случаях может сопровождаться оплавлением осей дендритов, что значительно изменяет структуру.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные образцы после кристаллизации были подвергнуты термической обработке (нормализация, закалка). Микротвердость слоя после нормализации с 900 °С превышает твердость стали в литом состоянии. Это объясняется уменьшением величины зерна и большей легированностью твердого раствора на основе аустенита. После закалки

микротвердость покрытия, наоборот, уменьшается по сравнению с нормализованной. Предполагается, что при быстром охлаждении избыточные фазы на основе эвтектических боридов и карбидов не успевают выделиться.

Во всех случаях в результате взаимодействия с железом и углеродом и образования боридов железа и карбидов высокой твердости происходит увеличение твердости в зоне, граничащей с основным металлом (рис. 2).

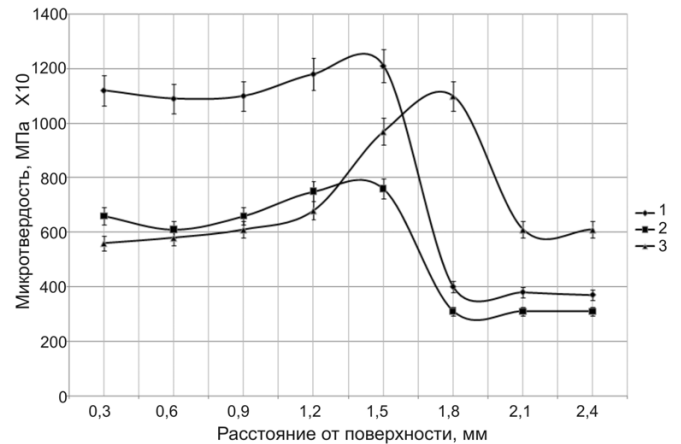


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине покрытия в зависимости от способа термической обработки:

1 – после нормализации, 2 – в литом состоянии, 3 – после закалки

Измерения микротвердости покрытия после закалки и отпуска производились после 500, 600, 700 °С. Оптимальной температурой является 600 °С, при которой микротвердость покрытия возрастает в два раза.

По полученным экспериментальным результатам в программной среде *Statistika* нами была построена математическая модель зависимости микротвердости образца от состояния и глубины легированного слоя [4–6]. В результате получена модель второго порядка:

$$\text{микротвердость} = -2198,8512 + 2496,0532x + 1285,3072y - 589,0877x^2 - 283,3652xy - 219,5957y^2.$$

Проверка модели на адекватность проведена по критерию Фишера

$$F_{\text{расч}} = S_{\text{ад}}^2 / S_{(y)}^2. \quad (1)$$

Дисперсия адекватности рассчитывается по формуле

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{\sum \Delta Y^2}{f}, \quad (2)$$

где $f = N - (k + 1) = 8 - 4 = 4$ – число степеней свободы.

Дисперсия воспроизводимости определяется по формуле

$$S_{\{y\}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N \sum_{n=1}^n (y_{ni} - \bar{y}_n)^2}{N(n-1)}, \quad (3)$$

где N – количество экспериментов; y_{ni} – теоретическое значение параметра; \bar{y}_n – экспериментальное значение параметра.

Результаты проверки модели на адекватность приведены в таблице.

Результаты проверки модели на адекватность

Критерий	Y – микротвердость
$S_{\{y\}}^2$	0
$S_{ад}^2$	0,2
$F_{расч}$	0
$F_{табл}$	6,39
Вывод	$F_{расч} \leq F_{табл}$ модель адекватна

По полученной модели построена поверхность отклика (рис. 3). Из рис. 3 видно, что в рассматриваемой области исследуемых факторов микротвердость принимает одно экстремальное значение. Таким образом, по результатам исследования получена математическая модель, адекватно описывающая влияние рассмотренных в работе основных факторов на микротвердость стали.

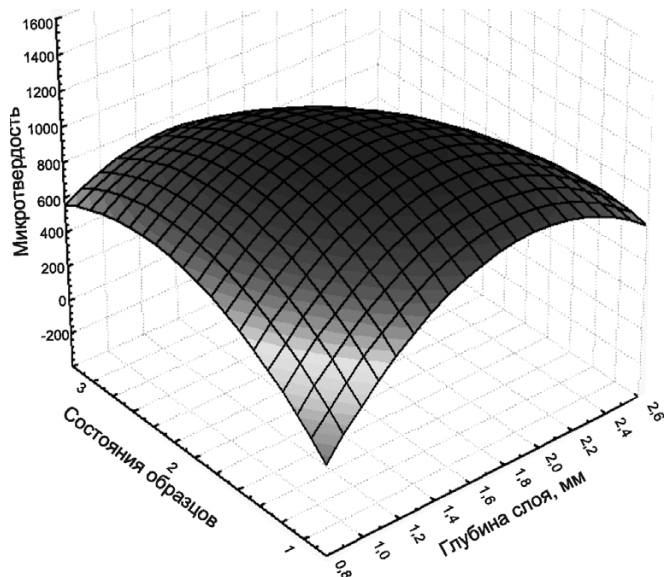


Рис. 3. Модель поверхности отклика

Список литературы

1. Горшков А.А. Поверхностное легирование стальных отливок/ А.А. Горшков, Е.Н. Рабинович. – М.: Mashgiz, 1950. – 182 с.
2. Тавадзе Ф.И. Литейное производство/ Ф.И. Тавадзе, О.Б. Николаев, Б.Н. Петриашвили. – М.: Mashgiz, 1964. – 135 с.
3. Голиков И.Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / И.Н. Голиков, С.Б. Масленков. – М.: Металлургия, 1977. – 159 с.
4. Адлер Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий/ Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. – М.: Наука, 1971. – 282 с.
5. Бродский В.З. Введение в факторное планирование эксперимента / В.З. Бродский. – М.: Наука, 1976. – 222 с.
6. Тихомиров В.Б. Планирование и анализ эксперимента (при проведении исследований в легкой и текстильной промышленности) / В.Б. Тихомиров. – М.: Легкая индустрия, 1974. – С. 65–80.

Research of the superficial micro alloying became system Ni-Cr-B-Si in process crystallization

D.S. Philchakov, V.A. Markov, A.M. Guriev, V.I. Mosorov

Application of methods of a superficial alloying a steel casting at a stage of special preparation of a cavity of a casting mold by a plastering multicomponent structure before pouring fused low carbon an alloy is considered. Changes of mechanical properties of a surface after reaction of interaction of components of a plastering with an alloy of a basis are researched. Rational ways on improvement of methods of a superficial alloying are considered.

Key words: a surface alloying, a method of a plastering of the form, wear resistance, depth of a layer, major factors.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ БОРИРОВАНИЯ В ПОРОШКОВОЙ СРЕДЕ, СОДЕРЖАЩЕЙ БОРНУЮ КИСЛОТУ

*В.Н. КОРНОПОЛЬЦЕВ, канд. техн. наук,
научный сотрудник, (БИП СО РАН, г. Улан-Удэ).
А.М. ГУРЬЕВ, доктор техн. наук, профессор,
(АлтГТУ, г. Барнаул).
Б.Д. ЛЫГДЕНОВ, доктор техн. наук, доцент,
(ВСГТУ, г. Улан-Удэ)*

Статья поступила 28 марта 2011 г.

Корнопольцев В.Н. – 670047, Улан-Удэ, ул. Сахьяновой, 6
Байкальский институт природопользования (БИП СО РАН),
e-mail: kompo@mail.ru

В работе приведены результаты экспериментальных исследований по диффузионному насыщению в составе, содержащем борную кислоту. Получены диффузионные боридные слои с различными механическими свойствами в зависимости от изменения состава насыщающей смеси.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, сталь, бориды, карбобориды, микротвердость.

ВВЕДЕНИЕ

Насыщение бором методами химико-термической обработки (ХТО) в настоящее время находит все более широкое применение для поверхностного упрочнения стальных и чугуновых изделий. Боридные диффузионные покрытия обладают хорошей износостойкостью в связи с высокой микротвердостью. Однако в некоторых случаях для поверхностного упрочнения выбору борирования препятствуют низкая пластичность покрытий и высокая стоимость наиболее применяемых борсодержащих компонентов аморфного бора и карбида бора, особенно в условиях экономического кризиса.

На наш взгляд, использованию в качестве борсодержащего компонента при порошковом методе насыщения более дешевых материалов уделено недостаточно внимания. В отдельных случаях используется технологический процесс с предварительным восстановлением борного ангидрида алюминием или магнием, с последующим размолотом и использованием порошка в качестве добавки к насыщающей смеси. Однако при этом происходит спекание шихты при высокотемпературном синтезе, что отрицательно сказывается при последующем использовании смесей. Введение балластной добавки в реакционную смесь приводит к неполному восстановлению борного ангидрида, и часть восстановителя расходуется на образование бори-

дов, что резко снижает насыщающую способность используемых порошков.

Совершенно очевидно, что в исследовании процессов химико-термической обработки, в частности борирования, много нерешенных вопросов, которые заслуживают внимания. Часть этих проблем ставится и исследуется в настоящей работе.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Нами разработан способ применения в качестве борсодержащего компонента обезвоживаемой борной кислоты, восстанавливаемой до бора алюминием или магнием, который имеет ряд ноу-хау, обеспечивающих сыпучесть насыщающим порошковым. Способ является совмещенным, при котором экзотермический процесс восстановления обезвоженной борной кислоты осуществляется в процессе ХТО, что позволяет значительно уменьшить энергозатраты. Процессы диффузионного насыщения проводили в порошковой среде. Технологический процесс выполнялся при 950 °С, время выдержки – 5 часов.

Любая борированная поверхность, как правило, состоит из двух зон: 1) зона боридов (однофазная и двухфазная) и 2) переходная зона. *Боридная зона* в двухфазных боридных слоях независимо от химического состава стали представлена боридами FeB и Fe₂B. Борид FeB располагается в верх-

нем слое, а Fe_2B – под ним. Однофазные боридные слои состоят из фазы Fe_2B [1, 3]. *Переходная зона* имеет сложное строение и является карбоборидной [4–6]. Ее структура, глубина и состав определяют, в частности, характер распределения остаточных напряжений, прочность связи боридного слоя с основным металлом, склонность его к хрупкому разрушению, условия образования и развития усталостных трещин, возможность продавливания слоя и пр. Поэтому при выборе стали и режима борирования необходимо учитывать влияние структуры переходной зоны.

В тройной системе $Fe-C-B$ в зависимости от концентрации углерода и бора может возникнуть как тройной твердый раствор бора и углерода в железе, так и тройные химические соединения этих элементов – карбобориды [2]. С ростом температуры борирования относительное увеличение концентрации углерода в пограничном слое падает. Поэтому возникновению карбоборидов железа способствует понижение температуры процесса насыщения и повышение начального содержания углерода в стали. Карбобориды, кристаллизующиеся на боридах, ориентированы относительно последних и имеют своеобразное перистое строение.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе экспериментальных работ установлено, что при использовании состава: 25–35 % (масс.) H_3BO_3 , 6–8 % (масс.) Al , в качестве активатора 2–3 % (масс.) NaF и в качестве инертной добавки – Al_2O_3 , уже при первичном использовании смеси в герметичном контейнере, на углеродистых сталях формируются диффузионные слои. Температура насыщения составила 950 °С, время выдержки – 5 часов. Толщина диффузионного слоя достигает до 20...50 мкм, а игольчатая структура свидетельствует о формировании боридов (рис. 1).

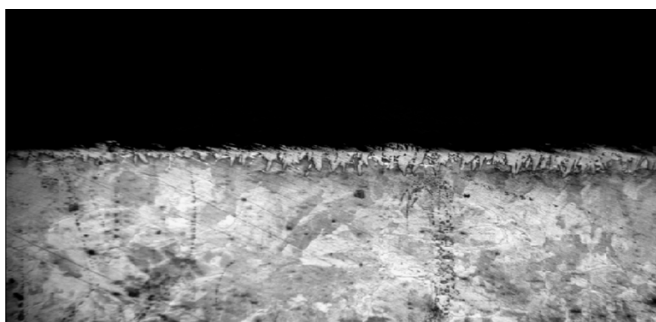


Рис. 1. Микроструктура диффузионного слоя на стали У8 при борировании в среде, содержащей борную кислоту $\times 200$ ($t = 950$ °С, $\tau = 5$ ч)

При добавлении в отработанный при первом режиме состав 30 % (масс.) свежеприготовленной смеси (без Al_2O_3) позволяет интенсифицировать насыщающую способность (рис. 2). Покрываются высокую микротвердость.

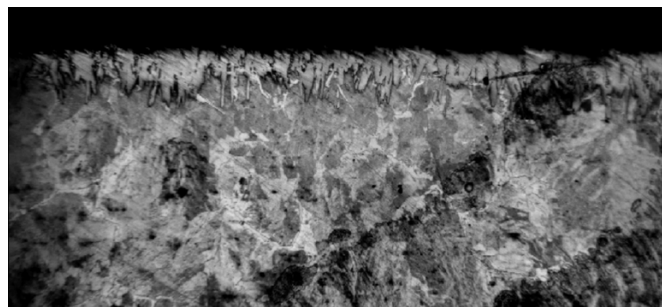


Рис. 2. Микроструктура диффузионного слоя на стали У8 при борировании в среде состава с борной кислотой при вторичном использовании смеси с регенерацией 30 % (масс.) свежего состава $\times 100$. ($t = 950$ °С, $\tau = 5$)

Это связано, очевидно, с увеличением концентрации бора в смеси и уменьшением доли оксида алюминия. До сих пор нет четкой градации по содержанию оксида алюминия в составах для насыщения. При этом всегда необходимо учитывать химическую активность диффундирующего элемента.

Совмещенное насыщение стальной поверхности бором с медью, никелем, хромом, титаном позволяет получать боридные слои меньшей толщины, но они обладают большей пластичностью и износостойкостью.

Хорошие результаты получаются при введении в состав насыщающей смеси оловянистой бронзы [7]. Если медь в насыщающей смеси приводит к двукратному уменьшению толщины слоя, то бронза способствует его увеличению. Кроме того, состав [7] позволяет получать боридные покрытия при температурах от 650 °С. Покрываются имеют на 15–20 % меньшую твердость, чем борированные, но в 2–2,5 раза большую пластичность и износостойкость.

Высокая износостойкость может быть объяснена тем, что при данной технологии за счет формирования комплексного диффузионного слоя уменьшается коэффициент трения.

Необходимо также учитывать тот факт, что коэффициент трения очень сильно может зависеть от пары трения.

Введение в насыщающий состав оловянистой бронзы при восстановлении борной кислоты по заявленной технологии приводит к интенсивному росту толщины диффузионного слоя (рис. 3).



Рис. 3. Микроструктура диффузионного слоя на стали 45 при введении в состав оловянистой бронзы х400 ($t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5$)

ВЫВОДЫ

1. Металлографический анализ полученных диффузионных слоев показывает, что разработанный способ борирования с применением в качестве боросодержащего компонента борной кислоты позволяет получать на поверхности углеродистых сталей защитные боридные покрытия и может быть использован для дальнейших исследований и совершенствования метода борирования из порошков с целью оптимизации процессов ХТО и получения качественных покрытий с заданными эксплуатационными свойствами.

2. ДюрOMETрические исследования подтверждают изменение значений микротвердости в зависимости от состава смеси.

Список литературы

1. Лабунец В.Ф., Ворошин Л.Г., Киндарчук М.В. Износостойкие боридные покрытия. – Киев: Техника, 1989. – 158 с.
2. Исаков М.Г., Прусаков Г.М., Щербединский Г.В. Исследование кинетики роста боридов в системах Fe – В и Fe – В – С // Изв. АН СССР. Металлы. – 1987. – № 1. – С. 185–190.
3. Тарасов С.Ю., Трусова Г.В., Колубаев А.В., Сизова О.В. Структурные особенности боридных покрытий триботехнического назначения // МиТОМ. – 1995. – № 6. – С. 35–38.
4. Физические основы термоциклического борирования / А.М. Гурьев, Э.В. Козлов, Л.Н. Игнатенко, Н.А. Попова. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2000. – 216 с.
5. Гурьев А.М. Изменение фазового состава и механизм формирования структуры переходной зоны при термоциклическом борировании феррито-перлитной стали / А.М. Гурьев, Э.В. Козлов, А.Н. Жданов, Л.Н. Игнатенко, Н.А. Попова // Изв. вузов. Физика. – 2001. – № 2. – С. 58–63.
6. Гурьев А.М. Фазовый состав и механизм образования диффузионного слоя при борировании сталей в условиях циклического теплового воздействия / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, Э.В. Козлов, И.А. Гармаева, О.А. Власова, С.Г. Иванов // Упрочняющие технологии и покрытия. – № 1. – 2008. – С. 20 – 27.
7. Патент РФ № 1349326. С23 С12/02. 1993 Состав для комплексного насыщения стальных изделий / Л.С. Ляхович, Ю.А. Шинкевич, И.Н. Бурнышев, Н.В. Корнопольцев.

Working out of technology borating in the powder environment containing boric acid

B.N. Kornopolev, A.M. Guriev, B.D. Lygdenov

In work results of experimental work on diffusive saturation in the structure, containing boric acid are resulted. Are received diffusive boride layers with various mechanical properties depending on structure change.

Key words: chemical-thermal processing, steel, boride, carboborides, microhardness.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНА ВТ1-0*

*В. И. МАЛИ, канд. физ.-мат. наук, профессор,
И.А. БАЛАГАНСКИЙ, доктор техн. наук, профессор,
Е.Б. МАКАРОВА, аспирант,
А.И. СМЕРНОВ, канд. техн. наук,
И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук,
Т.В. ЖУРАВИНА, аспирант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 03 мая 2011 г.

Макарова Е.Б. – 630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: geni-makk@mail.ru

Изучены особенности сварки взрывом пластин титана ВТ1-0. Исследована структура композитов, полученных при реализации различных схем сварки. Выявлено влияние термической обработки на механические свойства многослойного композиционного материала «ВТ1-0 – ВТ1-0».

Ключевые слова: титан, сварка взрывом, композиционный материал, структура, прочностные свойства.

Сварка взрывом является эффективным методом получения слоистых композиционных материалов. Благодаря характерным особенностям данная технология позволяет получать надежные соединения между материалами, не свариваемыми традиционными способами. Структура, формируемая при сварке взрывом, позволяет одновременно улучшать показатели прочности, ударной вязкости и трещиностойкости материалов [1–3].

В качестве материала исследования использовали пластины технической чистоты титана марки ВТ1-0. В исходном состоянии титан имел равноосные зерна α -фазы. Средний размер зерен в использованных для сварки пластинах толщиной 1,0; 0,6 и 0,2 мм составлял 17, 4, 47 мкм соответственно. В работе исследовали

структуру и прочностные свойства пятислойных композитов. Сварка образцов выполнялась по двум схемам. Для изготовления композитов первого типа были использованы пластины толщиной 1,0; 0,6; и 0,2 мм (рис. 1, а), а для получения композитов второго типа – пластины толщиной 0,2 мм (рис. 1, б). В обоих случаях взрывчатое вещество служил аммонит 6ЖВ.

Дополнительная термическая обработка композитов заключалась в их отжиге без фазовой перекристаллизации. Нагрев образцов выполняли в вакуумной печи типа СГВ-2.4-2/15-И2. Длительность термической обработки составляла один час, температуру нагрева изменяли в диапазоне от 20 до 700 °С.

Структурные исследования материалов выполняли с применением металлографического микроскопа

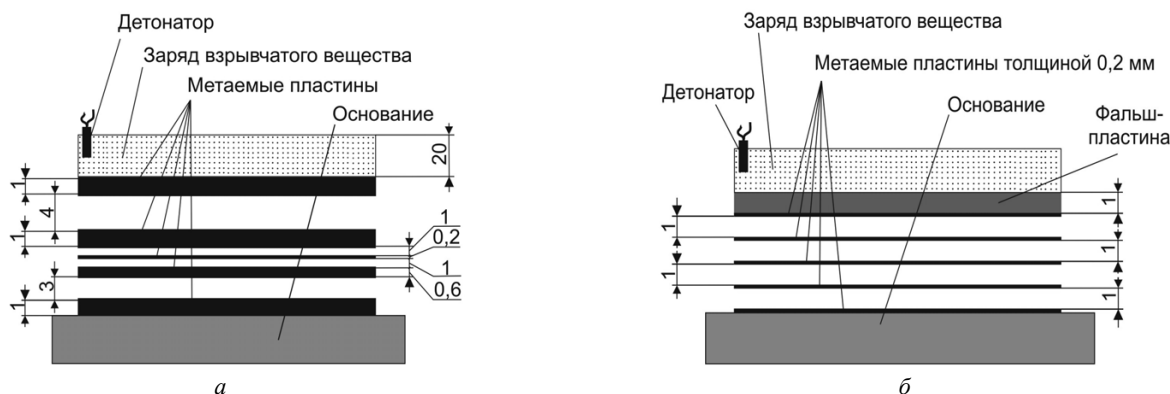


Рис. 1. Схема сварки взрывом титановых пластин разной толщины (а) и титановых пластин толщиной 0,2 мм (б)

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

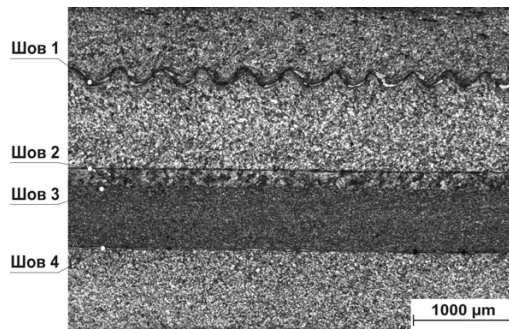


Рис. 2. Строение пятислойного композита в поперечном сечении

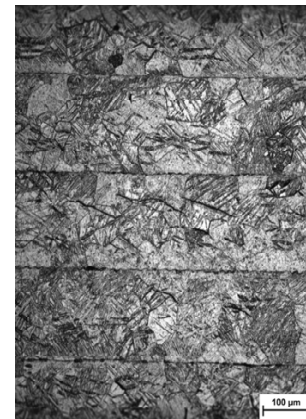


Рис. 3. Строение пятислойного композита «BT1-0 – BT1-0» из титановых пластин толщиной 0,2 мм

Carl Zeiss Axio Observer Alm и просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN. Для выявления структуры металла на металлографических шлифах использовали травитель следующего химического состава: 10 мл пятипроцентного водного раствора азотной кислоты и 10 мл пятипроцентного водного раствора плавиковой кислоты. Прочностные свойства полученных материалов оценивали на измерительном комплексе Instron 3369 в условиях растяжения плоских образцов. Поверхности разрушения, возникшие в процессе растяжения плоских образцов, были исследованы на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP.

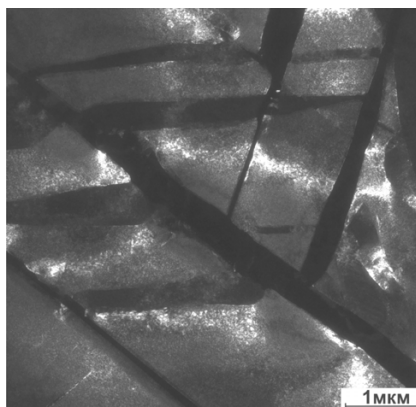
На основании проведенных структурных исследований установлено, что в композите, полученном из разнотолщинных пластин, швы № 1, № 2 и № 3 имеют форму волн с различными геометрическими параметрами (рис. 2). Шов № 4 выглядит в виде узкой полосы расплавленного материала. Процесс рекристаллизации интенсивно развивается в первом шве, что свидетельствует о высокой температуре в зоне соединения первой и второй пластин.

Во втором композите признаки пластической деформации титановых пластин проявляются менее четко (рис. 3). Длина и амплитуда волн имеют отно-

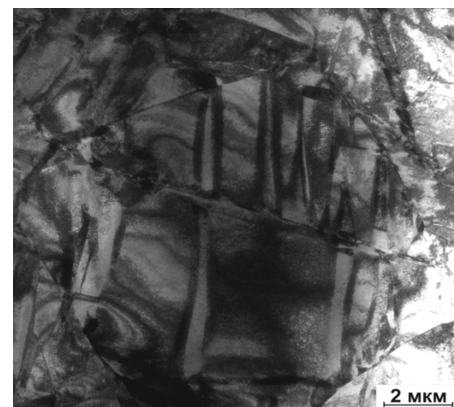
сительно малые значения. Вдоль границ раздела пластин признаки процесса рекристаллизации, а также зоны расплавленного материала не зафиксированы. Это свидетельствует о том, что при сварке взрывом второго композита температура нагрева была меньше, чем при формировании первого.

Анализ результатов структурных исследований, выполненных с применением электронной микроскопии, свидетельствует об образовании в пластинах титана множества двойников деформационного происхождения (рис. 4, а, б). Толщина двойников составляет примерно 100...500 нм.

Результаты прочностных испытаний пятислойных композитов после дополнительной термической обработки представлены на рис. 5. Экспериментально установлено, что композит № 1 имеет более высокий уровень предела прочности по сравнению с композитом № 2. При повышении температуры нагрева предел прочности первого композита снижается от ~ 670 МПа до ~ 450 МПа. Соответственно снижается и предел текучести исследуемых образцов. Процессы термического разупрочнения обусловлены изменением дислокационной структуры и развитием рекристаллизационных процессов в титане.



а



б

Рис. 4. Структура двойникового титана в околосшовной зоне, сформированной в условиях сварки взрывом

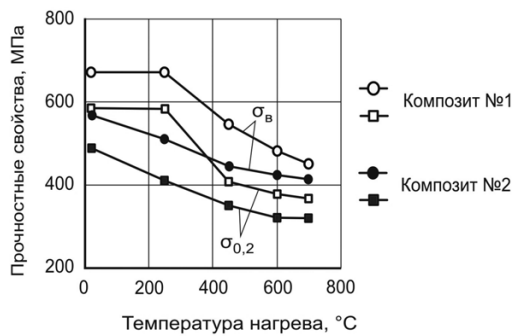


Рис. 5. Зависимость прочностных свойств многослойных сварных композиций «титан ВТ1-0 – титан ВТ1-0» от температуры нагрева

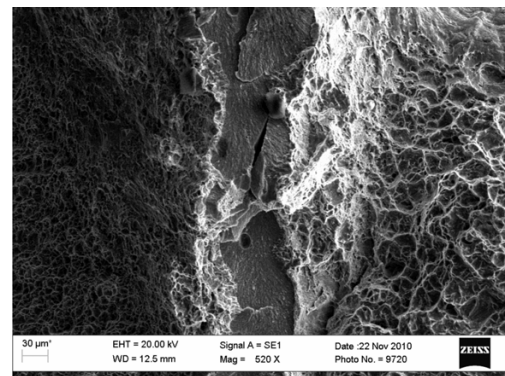
На поверхностях изломов, образованных в процессе растяжения многослойных композитов, четко проявляются сварные швы (рис. 6, а, б). В сварных швах наблюдаются признаки как хрупкого, так и вязкого разрушения. Хрупкое разрушение реализуется в зонах расплавленного материала. В зонах рекристаллизации титана проявляется вязкий механизм разрушения. Чашки, характерные для этого вида разрушения, наблюдаются также и в центре пластин основного материала. Следует отметить, что размер чашек в центре пластин основного материала гораздо больше, чем в зоне рекристаллизации. Чашки, возникшие при вязком разрушении композитов, состоящих из разнотолщинных пластин, также отличаются. Объясняется это тем, что титановые пластины в исходном состоянии имели разные размеры зерен.

ВЫВОДЫ

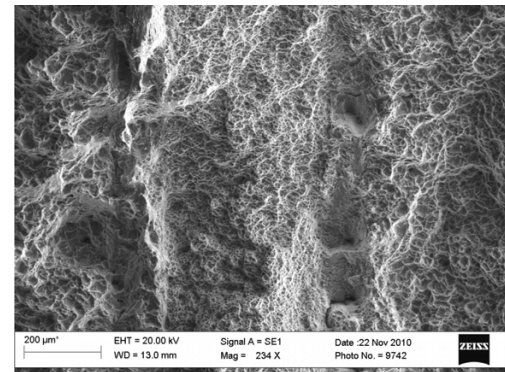
Сварка взрывом позволяет сформировать высококачественные многослойные композиты типа «ВТ1-0 – ВТ1-0» с пределом прочности ~ 670 МПа. Дополнительный нагрев образцов до 700°C приводит к снижению предела прочности многослойных материалов примерно на 200 МПа.

В процессе динамического взаимодействия титановых пластин интенсифицируется механизм пластического течения, основанный на механическом двойниковании. Толщина образующихся двойников составляет $\sim 100 \dots 500$ нм.

Поверхности разрушения, образующиеся в условиях пластического разрушения пятислойных ком-



а



б

Рис. 6. Поверхности изломов, разрушенных в процессе растяжения образцов

позитов, преимущественно характеризуются проявлением вязкого механизма разрушения. Признаки хрупкого разрушения проявляются в сварных швах в зонах оплавления металла.

Список литературы

1. *Peculiarities of weld seams and adjacent zones structures formed in process of explosive welding of sheet steel plates* / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.I. Mali, M.A. Esikov, V.A. Bataev // *Materials Science Forum*. – 2011. – Vol. 673. – P. 95–100.
2. Батаев И.А., Павлюкова Д.В., Журавина Т.В., Макарова Е.Б. Терентьев Д.С. Формирование сваркой взрывом слоистых композиционных материалов из разнородных сталей. – *Обработка металлов*. – № 1(46). – 2010. – С. 6–8.
3. Батаев И.А. Особенности строения вихрей, формируемых при сварке взрывом стальных пластин / И.А. Батаев, В.И. Мали, М.А. Есиков // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2011. – № 2. – С. 68–69.

Structure and mechanical properties of layered composite materials, consisting of pure titanium

V.I. Mali, I.A. Balaganskii, E.B. Makarova, A.I. Smirnov, I.A. Bataev, T.V. Zhuravina

Structure and mechanical properties of titanium multilayer composite after explosive welding were studied. Peculiarities of fracture and deformation were described. The effect of heat treatment on mechanical properties of layered composite material was identified.

Key words: titanium, explosive welding, composite material, structure, strength properties.

НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ*

Д.В. ПАВЛЮКОВА, аспирант,
 И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент
 В.И. МАЛИ, канд. физ.-мат. наук, доцент
 Т.В. ЖУРАВИНА, аспирант,
 Е.Б. МАКАРОВА, аспирант,
 П.С. ЯРЦЕВ, студент
 (НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 03 мая 2011 г.

Павлюкова Д.В. – 630092, Новосибирск, пр. К.Маркса, 20,
 Новосибирский государственный технический университет,
 e-mail: pavlyukova_87@mail.ru

Исследованы особенности локализации пластического течения при сварке взрывом титановых пластин различного химического состава. Изучены зоны пластической деформации, содержащие максимальное количество полос локализованного пластического течения. Структурные исследования позволили выявить закономерности в расположении полос, а также оценить их ширину и протяженность.

Ключевые слова: титан, сварка взрывом, структура, пластическая деформация

Одной из характерных особенностей, наблюдаемых при сварке металлов взрывом, является неоднородность процессов пластической деформации. Высокоскоростное нагружение свариваемых заготовок приводит к деформированию локальных участков, сопровождаемому нагревом до высоких температур [1, 2].

В работе изучается характер локализации пластического течения при сварке взрывом пластин из титана технической чистоты ВТ1-0 и высокопрочного титанового сплава ВТ23. В исходном состоянии заготовки из сплава ВТ1-0 имели структуру α -титана. Пластины ВТ23 находились в двухфазном ($\alpha+\beta$) состоянии. Габариты соединяемых пластин ВТ1-0 и ВТ23 составляли 100x50x0,6 мм и 100x50x2,2 мм соответственно. Сварка взрывом осуществлялась по параллельной

схеме, представленной на рис. 1. Расчетная скорость точки контакта для всех пластин была равна $V_{к1} = 3,5$ км/с. Углы соударения пластин в трех сварных швах составили $\gamma_1 = 30^\circ$; $\gamma_2 = 8^\circ$; $\gamma_3 = 7^\circ$.

В результате сварки взрывом были получены четырехслойные заготовки, состоящие из чередующихся слоев ВТ1-0 и ВТ23. Морфология границ раздела различна для каждого из сварных швов. Первый шов имел характерную для процесса сварки взрывом волнообразную форму (рис. 2, а). Вторым и третьим швы были ровными. В некоторых зонах наблюдалось оплавление свариваемых поверхностей (рис. 2, б). На отдельных участках сварного шва № 3 зафиксировано образование вихрей (рис. 2, в).

Наиболее существенные структурные изменения происходят в сварном шве № 1. Двухфазная мелкокристаллическая структура сплава ВТ23 позволяет наблюдать особенности локализации пластического течения, реализующегося в процессе взрывного нагружения. Наиболее интенсивно процесс пластической деформации протекает в слое, прилегающем непосредственно к границе раздела соединяемых пластин. Толщина деформированного слоя во впадинах волн больше, чем на гребнях, и составляет $\sim 10 \dots 12$ мкм и ~ 2 мкм соответственно (рис. 3).

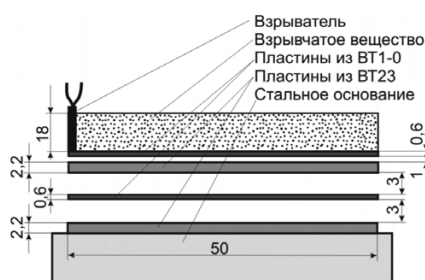


Рис. 1. Схема сварки пластин

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

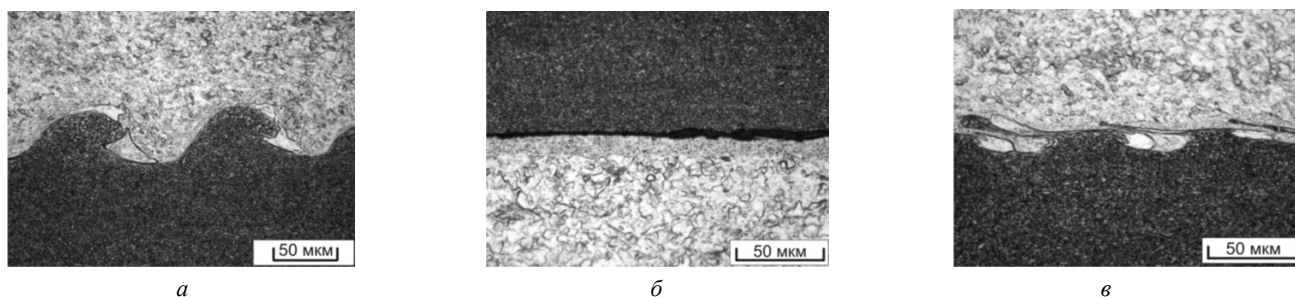


Рис. 2. Структура границ раздела: а – шов № 1; б – шов № 2; в – шов № 3

Для титана, характеризующегося низким коэффициентом теплопроводности, при высокоскоростном нагружении характерно образование полос локализованного течения. Ширина этих полос, как правило, не превышает ~2 мкм, а длина достигает 70 мкм. Степень пластической деформации металла в локализуемых зонах можно оценить по изменению формы кристаллитов.

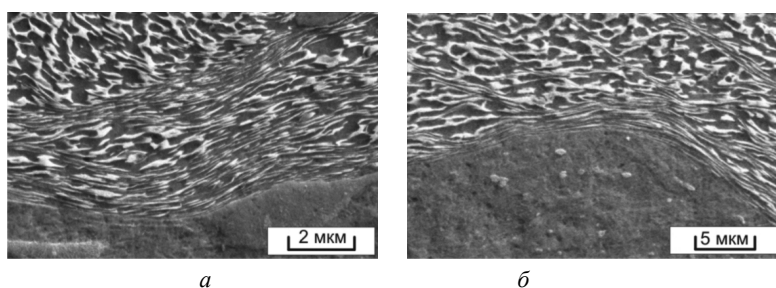


Рис. 3. Толщина деформированного слоя:

а – во впадинах волн первого шва, б – на гребнях волн

Вовлеченные в процесс интенсивной пластической деформации зёрна β-фазы вытягиваются в 3...5 раз.

В расположении и направлении полос локализованного течения прослеживается определенная закономерность (рис. 4). Образование полос наиболее интенсивно идет в характерных повторяющихся от гребня к гребню зонах. Практически во всех исследуемых образцах наблюдались длинные полосы локализованного течения, соединяющие вихревые зоны одного гребня с вершиной другого.

Полосы, образуемые во впадинах, формируют своеобразный сетчатый узор (рис. 5). Центральные области наблюдаемых ячеек представляют собой слабдефор-

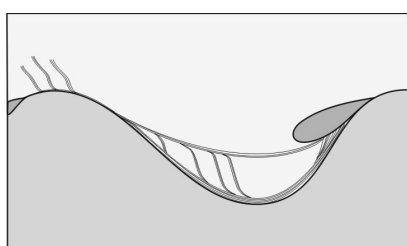


Рис. 4. Схема локализации пластической деформации в композите «ВТ1-0 – ВТ23»

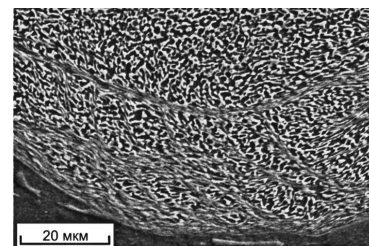


Рис. 5. Расположение полос локализованного течения во впадинах волн

Список литературы

1. Локализация пластического течения в низкоуглеродистой стали, деформированной взрывом / И.А. Батаев, А.А. Батаев, И.А. Балаганский, В.Г. Буров, Е.А. Приходько, Н.А. Морева, А.А. Руктуев // Физическая мезомеханика. – 2011. – № 1, Т. 14. – С. 93–99.

2. Peculiarities of weld seams and adjacent zones structures formed in process of explosive welding of sheet steel plates / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.I. Mali, M.A. Esikov, V.A. Bataev // Materials Science Forum. – 2011. – Vol. 673. – P. 95–100.

Inhomogeneity of the plastic flow of titanium alloys under the high-speed loading during the explosion welding process

D.B. Pavlyukova, I.A. Bataev, V.I. Mali, T.V. Zhuravina, E.B. Makarova, P.S. Yartsev

Particularities of the plastic flow localization during the explosion welding of dissimilar titanium plates have been investigated. Areas of the most severe plastic deformation and bands of the localized flow have been studied. Structural studies revealed the consistent pattern of the bands location and allowed to estimate their width and length.

Key words: titanium, explosion welding, structure, plastic flow

ФОРМИРОВАНИЕ WC/Ni ТВЕРДОСПЛАВНОГО ПОКРЫТИЯ С ЧАСТИЦАМИ ТВЕРДОЙ СМАЗКИ MoS₂ МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

*С.В. ВЕСЕЛОВ¹, канд. техн. наук, доцент,
С. MUDERS², reader,
X. JIANG², Prof. Dr. rer. nat. habil.,
В.Г. БУРОВ¹, канд. техн. наук, профессор,
А.А. БАТАЕВ¹, доктор техн. наук, профессор,
(¹НГТУ, г. Новосибирск, ²University of Siegen, Germany)*

Статья поступила 7 мая 2011 г.

Веселов С.В. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20
 Новосибирский государственный технический университет,
 e-mail: veselov_s@inbox.ru

Установлена принципиальная возможность создания WC/Ni детонационных покрытий, содержащих частицы твердой смазки MoS₂. На основании экспериментальных данных показано, что снижение интенсивности процесса напыления позволяет частично сохранить твердый смазочный компонент в составе напыляемого слоя. В то же время низкая адгезионная прочность составляющих формируемого покрытия является причиной заниженных по сравнению с твердыми сплавами показателей микротвердости композиции.

Ключевые слова: детонационное напыление, твердосплавное покрытие, твердая смазка, дисульфид молибдена, износостойкость.

ВВЕДЕНИЕ

Применение смазочных материалов в различных типах пар трения является общепринятой практикой. Основной задачей смазывающего компонента является снижение коэффициента трения в зоне контакта трущихся поверхностей. В ряде случаев использование жидкого смазочного компонента в парах трения невозможно из-за развития высоких температур на границе раздела элементов системы в процессе ее эксплуатации. В подобных ситуациях эффективным методом повышения эксплуатационной стойкости деталей является применение твердых смазочных материалов.

Среди твердых смазочных материалов наибольшее распространение получил дисульфид молибдена (MoS₂). Введение дисульфида молибдена в зону двух трущихся поверхностей позволяет эффективно снизить коэффициент трения системы, рабочая температура компонентов которой может составлять несколько сотен градусов.

Одним из наиболее эффективных методов доставки частиц твердой смазки в зону трения является введение его в качестве одного из компонентов износостойкого покрытия на этапе формирования поверхностного слоя. Создание подобных композиций позволит, с одной стороны, обеспечить повышенную износостойкость элементов пары трения за счет на-

личия износостойкого покрытия, а с другой – снизить интенсивность истирающих нагрузок ввиду постоянного присутствия смазывающего компонента покрытия в зоне контакта.

Согласно литературным данным [1, 2], в процессе газотермического напыления частицы порошковой смеси в ряде случаев нагреваются до жидкого или полужидкого состояния, а температура пламени достигает ≈ 3000 °С. В данных условиях ввиду низкой температурной стабильности фазы MoS₂ добавки порошка дисульфида молибдена в напыляемую смесь не обеспечат формирования покрытия с частицами данной фазы. В связи с этим в работе рассматривается принципиальная возможность формирования твердого износостойкого покрытия с частицами MoS₂ путем оптимизации режимов детонационно-газового напыления.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

При проведении экспериментов в качестве основного материала покрытия была выбрана смесь марки Durmat 103.012 состава WC – 12 вес.% Ni. Частицы данного порошка обладают сферической формой со средним размером 55 ± 22 мкм.

В качестве твердого смазочного компонента в экспериментах был использован порошок дисульфида

молибдена, средний размер частиц которого составлял 1...10 мкм. Подготовка порошковой смеси перед напылением заключалась в механическом перемешивании анализируемой марки порошка с частицами дисульфида молибдена в количестве 5 и 10 вес. % MoS_2 от общего объема.

Напыление покрытий производили на пластины из стали марки Ст 3 толщиной 3 мм, подвергнутые предварительной пескоструйной обработке. Формирование покрытий осуществляли на установке детонационно-газового напыления, разработанной в Институте гидродинамики СО РАН. В качестве детонирующего газа применяли смесь ацетилен с кислородом. Основным параметром, изменяемым при создании покрытий, являлся объем детонирующего газа, который, в свою очередь, определял скорость и температуру напыляемых частиц [3, 4].

Выбор режимов напыления подготовленных порошковых смесей был произведен на основании данных предварительных экспериментов по измерению массы покрытия, сформированного после 50 выстрелов, произведенных в одну точку мишени при использовании различного объема детонирующего газа. Проведенные эксперименты показали, что для исследуемой порошковой смеси оптимальный объем детонирующего газа составляет 28 % от объема ствола пушки. Увеличение объема газа свыше 28 % не приводило к существенному повышению массы напыляемого слоя. Помимо «нормального» режима в работе были также исследованы образцы с покрытиями, сформированными на «холодном» и «сверххолодном» режимах, характеризующихся уменьшением массы покрытия на 30 % (18 % заполнения объема детонирующим газом) и на 60 % (13 % заполнения объема детонирующим газом) от веса покрытия, сформированного на «нормальном» режиме.

В работе было проведено исследование морфологии, химического и фазового состава как исходных порошковых материалов, так и сформированных покрытий. Анализ химического состава и морфологических особенностей строения частиц порошковых материалов, а также поверхностного слоя покрытий проводили на растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss ULTRA 55*, оснащенный приставкой для проведения микрорентгеноспектрального анализа. Фазовый состав порошков в состоянии поставки, а также исследование особенностей фазового состава покрытий анализировали с использованием рентгеновского $\theta - \theta$ дифрактометра *Philips X'Pert*. Съемку дифракционных картин осуществляли с использованием в качестве источника полихроматического излучения рентгеновской трубки с медным анодом и полупроводникового Si(Li) детектора для регистрации дифрагированного пучка.

Анализ поперечных микрошлифов производили с использованием растрового электронного микроско-

па, оснащенного микроанализатором химического состава, и на оптическом микроскопе *Olympus BX51M*.

Качественную оценку механических свойств покрытий проводили на основании данных по измерению микротвердости покрытий на микротвердомере *Shimadzu HNV-2000* при нагрузке 200 грамм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На первом этапе экспериментальных исследований образцов после напыления была проведена оценка влияния режима детонационной обработки и концентрации MoS_2 в напыляемой порошковой смеси на морфологию, химический и фазовый состав поверхности покрытий. На представленных снимках (рис. 1) наглядно продемонстрировано, что увеличение объема детонирующего газа при напылении приводит к повышению объемной доли расплавленных частиц на поверхности покрытия. Данное явление объясняется повышением температуры газового потока частиц при увеличении объема детонирующего газа. В то же время влияния концентрации MoS_2 напыляемой смеси на морфологические особенности строения поверхности покрытия зафиксировано не было.

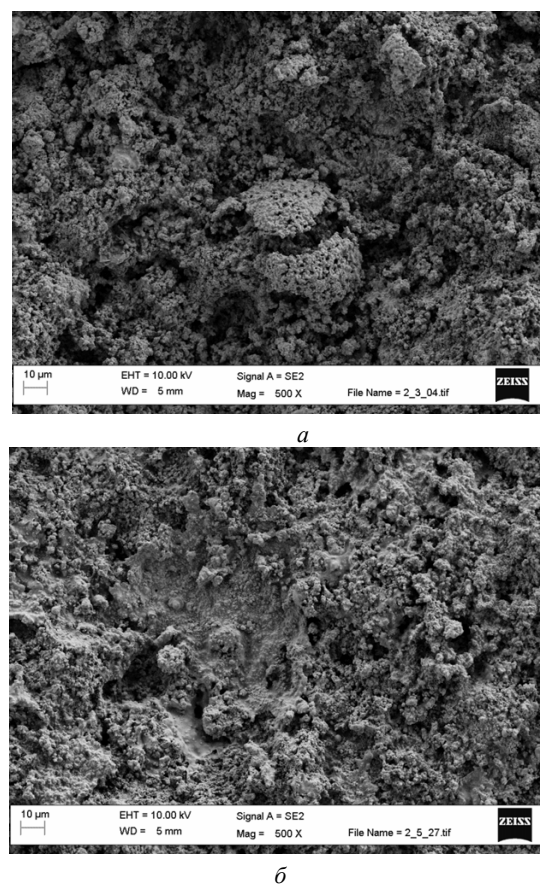
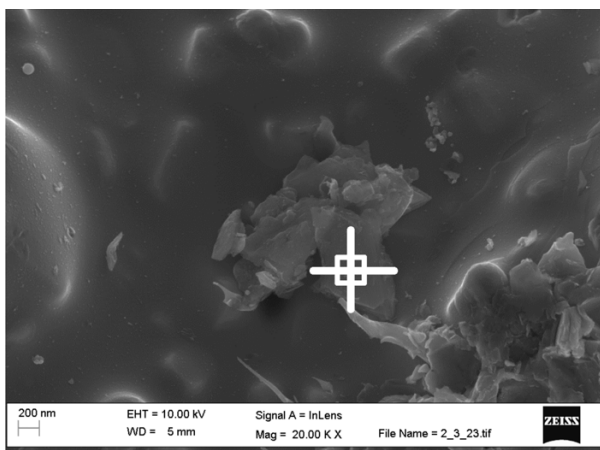


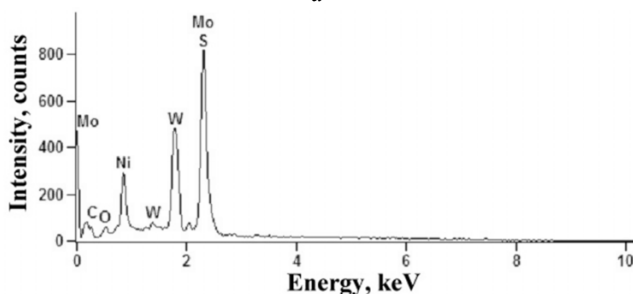
Рис. 1. Изменение морфологии поверхности WC/Ni покрытия с добавкой 5 вес.% MoS_2 при увеличении объема детонирующего газа:

а – «сверххолодный» режим; б – «нормальный» режим

Для того чтобы установить, сохранились ли исходные частицы дисульфида молибдена в составе напыленного покрытия, в работе был произведен химический и фазовый анализ поверхностей всех сформированных покрытий. Локальный химический анализ поверхностного слоя каждого образца проводили по пяти областям площадью $\approx 1 \text{ мм}^2$. Согласно полученным результатам на всех образцах, содержащих дисульфид молибдена в напыляемой смеси, установлено присутствие частиц, содержащих Mo или S. Детальное исследование химического состава отдельных составляющих на поверхностях образцов позволило обнаружить частицы, морфологически схожие с элементами порошка дисульфида молибдена (рис. 2, а). Локальный анализ химического состава данных частиц показал значительное количество серы либо молибдена (рис. 2, б). Нами предполагается, что данные частицы представляют собой сохранившиеся при напылении компоненты исходного порошка MoS_2 . Отклонения в химическом составе данных частиц связаны, прежде всего, с размером анализируемой области при проведении локального химического анализа, которая существенно превосходит размеры исследуемых составляющих покрытий.



а



б

Рис. 2. Фото (а) и химический анализ (б) отдельных частиц на поверхности WC/Ni покрытия, сформированного на «сверххолодном» режиме с добавкой 5 вес. % MoS_2 в напыляемую смесь

Таким образом, наличие атомов молибдена или серы на поверхности покрытия позволяет утверждать, что все предложенные режимы напыления обе-

спечивают доставку частиц, содержащих в своем химическом составе элементы твердой смазки MoS_2 . В то же время остается невыясненным вопрос о сохранении фазового состояния напыленного порошка дисульфида молибдена и, как следствие, его свойств в качестве твердой смазки.

Для того чтобы установить, соответствуют ли обнаруженные частицы фазе MoS_2 или в процессе напыления происходит разложение данной фазы с образованием новых химических соединений, с поверхностей покрытий всех образцов была произведена съемка дифракционных картин. Полученные данные позволили выявить ряд особенностей процесса формирования покрытий.

Согласно данным фазового анализа исходного порошка марки *Durmat* 103.012 в смеси присутствуют преимущественно фазы WC и Ni (рис. 3). В то же время на дифракционных картинах покрытий, полученных с использованием данной смеси на всех режимах, было установлено образование карбида W_2C (рис. 4, а). Таким образом, можно сделать предположение, что в процессе напыления независимо от интенсивности процесса протекает разложение упрочняющего компонента покрытия с образованием хрупкой фазы W_2C , что отрицательно сказывается на прочностных свойствах формируемой композиции.

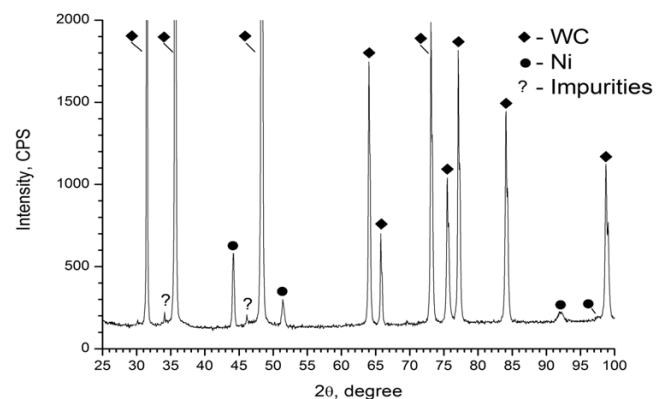
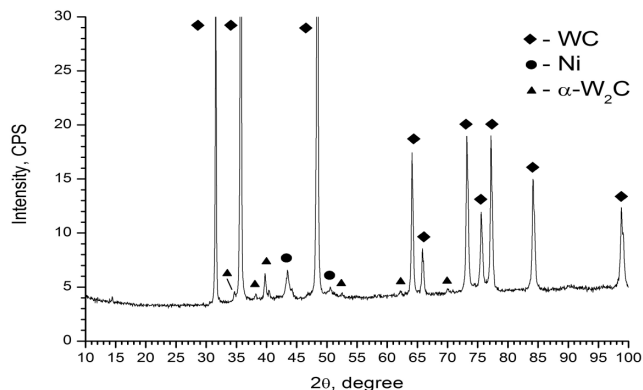


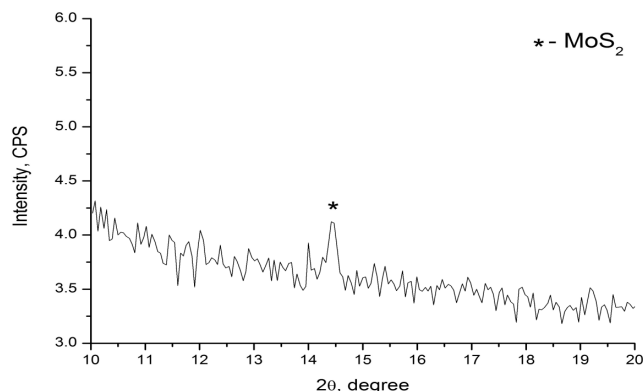
Рис. 3. Фазовый состав твердосплавной порошковой смеси марки *DURMAT* 103.012

При анализе рентгенограмм образцов, получение которых связано с использованием порошка MoS_2 , было установлено, что из всех режимов детонационного напыления покрытий, содержащих в исходных порошковых смесях 5 и 10 вес. % MoS_2 , установить присутствие частиц твердой смазки в образцах удалось только при «сверххолодном» режиме с добавлением 5 вес. % MoS_2 и «сверххолодном» и «холодном» режимах при добавлении 10 вес. % MoS_2 . Полученные данные подтверждают теоретические предпосылки о разложении указанной фазы при «нормальном» режиме, сопровождающемся температурой $\approx 3000 \text{ }^\circ\text{C}$ газовой струи. Кроме того, установить при-

существование данной фазы удалось только по наиболее сильному дифракционному пику фазы MoS_2 и только при детализированной съемке участков общей дифракционной картины (рис. 4, б), что свидетельствует о незначительной объемной доле твердого смазочного компонента в покрытии.



а



б

Рис. 4. Фазовый состав поверхностного слоя покрытия, напыленного на «сверххолодном» режиме с добавкой 5 вес. % MoS_2 в порошковую смесь Durmat 103.012

Полученные данные подтверждают предположение о возможности сохранения частиц дисульфида молибдена в процессе напыления твердосплавного порошка путем снижения интенсивности процесса. В то же время можно утверждать, что при любом режиме формирования покрытия большая часть частиц твердого смазочного материала разлагается.

Для того чтобы оценить качество формируемых образцов при использовании различных режимов напыления, в работе проведен детальный анализ структуры покрытий на поперечных микрошлифах, подвергнутых химическому травлению (рис. 5). Было сделано предположение, что частицы фазы MoS_2 могут сохраняться на границах более крупных частиц исходных порошковых смесей. Анализ границ напыленного порошка

позволил подтвердить указанное предположение. В процессе исследования границ частиц напыляемой порошковой смеси, содержащей 10 вес. % MoS_2 , в покрытии, сформированном на «сверххолодном» режиме, были обнаружены включения, морфологическое строение которых схоже с частицами дисульфида молибдена, а химический анализ локальных областей, захватывающих данные включения, содержал повышенную концентрацию серы либо молибдена.

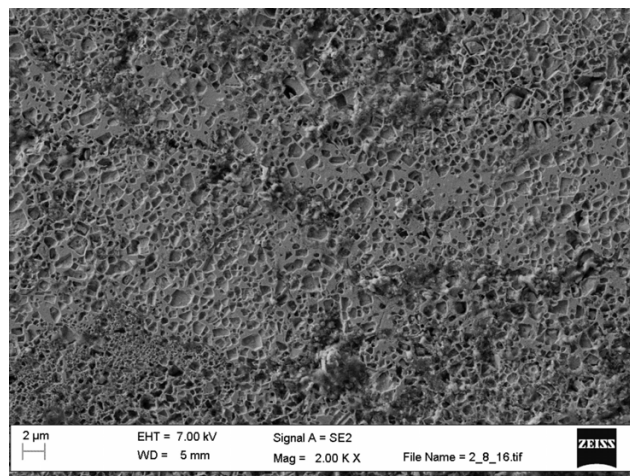


Рис. 5. Структура WC/Ni покрытия с добавкой 10 вес. % MoS_2 , сформированного при «нормальном» режиме напыления

Для качественной оценки влияния режима напыления и концентрации твердой смазки исходной порошковой смеси на механические свойства покрытий в работе было проведено измерение микротвердости сформированных композиций. Результаты данных измерений представлены в таблице.

Анализируя данные по изменению микротвердости покрытий можно сделать вывод о том, что ни один из указанных режимов не позволяет сформировать поверхностный слой, механические свойства которого соответствуют твердым сплавам. Согласно представленным данным ни изменение концентрации MoS_2 в напыляемой смеси, ни режим нанесения покрытия не оказывают существенного влияния на механические свойства формируемого слоя. Нами предполагается, что низкий уровень свойств покрытий связан с недостаточной адгезионной прочностью частиц в напыленном слое. Указанное предположе-

Влияние режима напыления и концентрации MoS_2 в напыляемой смеси Durmat 103.012 (WC/Ni) на микротвердость покрытия

Режим напыления	Концентрация MoS_2		
	без MoS_2	с добавкой 5 вес. % MoS_2	с добавкой 10 вес. % MoS_2
«Сверххолодный»	—	—	500 ± 300 HV _{0,2}
«Холодный»	—	—	500 ± 300 HV _{0,2}
«Нормальный»	600 ± 350 HV _{0,2}	800 ± 300 HV _{0,2}	1150 ± 500 HV _{0,2}

ние было подтверждено данными металлографического анализа. Установлено, что в процессе внедрения индентора происходит трещинообразование по границам частиц порошка (рис. 6).

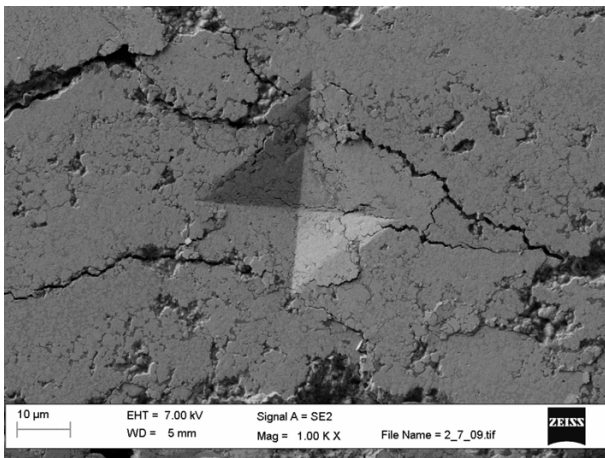


Рис. 6. Образование трещин в процессе измерения микротвердости WC/Ni покрытия, сформированного при «холодном» режиме напыления с добавкой 10 вес. % MoS₂ в порошковую смесь

ВЫВОДЫ

Таким образом, методами оптической и электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и рентгеновской дифрактометрии была установлена принципиальная возможность сохранения в детонационных покрытиях частиц MoS₂ исходного напыляемого порошка. В то же время малая объемная доля твердой смазки в покрытии, а также низкие механические свойства формируемых композиций свидетельствуют о необходимости проведения дальнейших исследований по оптимизации процессов формирования твердых износостойких покрытий с частицами смазочного компонента.

По полученным данным были сформулированы следующие выводы.

1. Режимы детонационного напыления оказывают существенное влияние на морфологию поверхностей формируемых покрытий. В то же время присутствие

частиц дисульфида молибдена в напыляемой смеси не оказывает какого-либо влияния на шероховатость поверхностного слоя.

2. Согласно данным химического и фазового анализа покрытий сохранить частицы твердой смазки представляется возможным только на «сверххолодном» режиме при добавлении 5 вес.% MoS₂ в напыляемый порошок и «сверххолодном» и «холодном» режимах при концентрации 10 вес. % MoS₂.

3. Частицы дисульфида молибдена сохраняются в материале покрытия в незначительной объемной доле и располагаются преимущественно по границам частиц основного напыляемого порошка.

4. Согласно данным склерометрического анализа значения микротвердости всех детонационных покрытий, полученных при различных интенсивностях процесса напыления и концентрации MoS₂ в напыляемой смеси, существенно ниже величин, характерных для твердых сплавов. Данное явление объясняется снижением прочности сцепления частиц покрытия между собой и с основным металлом.

Список литературы

1. Sobolev V.V. High velocity oxy-fuel spraying : theory, structure-property relationships and applications high velocity oxy-fuel spraying / V. V. Sobolev, J. M. Guilemany, J. Nutting. – LEEDS : Maney Publishing, 2004. – 397 p.
2. Thermal stress analysis of HVOF sprayed WC-Co/NiAl multilayer coatings on stainless steel substrate using finite element methods / M. Toparli, F. Sen, O. Culha, E. Celik // J. of Materials Processing Technology. – 2007. – Vol. 190, iss. 1–3. – P. 26–32.
3. I. Smurov, D. Pervushin, Yu. Chivel, B. Laget, V. Ulianitsky, S. Zlobin. Measurements of Particles Parameters at Detonation Spraying // CD (available in the Internet at <http://dnb.ddb.de>) (ISBN 978-3-87155-590-9). ITSC-2010 Proceedings. Singapore. – May 3–5. – 2009. – P. 481–495.
4. Smurov I., Ulianitsky V., Shtertser A., Zlobin S. High-velocity Collision of Hot Particles with a Solid Substrate under a Detonation Spraying – Detonation Splats // CD (available in the Internet at <http://dnb.ddb.de>). ISBN 978-3-87155-979-2): ITSC-2009 Proceedings. – USA, Las Vegas. – May 2–4. – 2009. – P. 728–734.

Formation of WC/Ni hardmetal coating with MoS₂ particles by D-gun spraying

S.V. Veselov, Muders Carsten, Jiang Xin, V.G. Burov, A.A. Bataev

In the paper the possibility of creating of D-gun WC/Ni coatings with MoS₂ solid lubricant particles was stated. On the experimental data bases it was shown that the decreasing of spraying process intensity allows partially saving solid lubricant component in the deposited layer composition. At the same time low adhesion strength of coating particles is the reason of understated values of composition microhardness in comparison with hardmetal.

Key words: D-gun spraying, hardmetal coating, solid lubricant, molybdenum disulfide, wear resistance.

ОБРАЗОВАНИЕ ХРУПКОЙ ФАЗЫ В СВАРНЫХ ШВАХ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ*

*В.Г. БУРОВ, канд. техн. наук, профессор,
А.И. ПОПЕЛЮХ, канд. техн. наук, доцент,
Е.Д. ГОЛОВИН, аспирант, А.Ю. ОГНЕВ, аспирант,
Е.О. БОРОДИНА, аспирант, Д.Д. ГОЛОВИН, студент,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья получена 10 мая 2011 года

Буров В.Г. - 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет, e-mail: wburow@yandex.ru

Использование технологий сварки плавлением для создания неразъемных соединений часто приводит к снижению исходных характеристик металла. Переплавленный металл сварного шва, как правило, содержит большое количество дефектов. В работе рассматриваются причины охрупчивания сварных швов аустенитной хромоникелевой стали 12X18H10T в результате лазерной сварки.

Ключевые слова: лазерная сварка, хромоникелевая сталь, хрупкие фазы.

ВВЕДЕНИЕ

Высоколегированные хромоникелевые стали нашли широкое применение как конструкционный материал для изготовления энергетических установок, оборудования химической, нефтезаводской, нефтехимической и радиохимической промышленности, реактивных и ракетных двигателей благодаря высоким антикоррозионным свойствам и прочностным характеристикам [1]. Эти стали обладают хорошей свариваемостью и широко используются для изготовления конструкций методом сварки [1, 2]. Применяемая в работе технология лазерной сварки имеет ряд отличительных особенностей в сравнении с традиционными способами сварки плавлением [3, 4]. Тем не менее при использовании в качестве источника нагрева лазерного луча основные закономерности сварки плавлением со-

храняются [3]. Так, переplав часто приводит к снижению характеристик вязкости исходного металла, вследствие чего исследование причин охрупчивания металла сварного шва остается актуальной научной задачей.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В экспериментах по лазерной сварке использовались пластины (размерами 180 x 35 x 3 мм) аустенитной хромоникелевой стали 12X18H10T. Пластины сваривали встык вдоль длинной стороны, свариваемые торцы пластин обрабатывались фрезерованием с шероховатостью не выше Ra 6,3 мкм с целью обеспечения плотного прилегания свариваемых образцов друг к другу. В табл. 1 приведен химический состав стали.

Т а б л и ц а 1

Химический состав стали 12X18H10T

Марка стали	Содержание легирующих и примесных элементов, % по массе, остальное – железо							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	S	P
12X18H10T	0,11	0,58	0,53	14,10	8,70	0,38	0,021	0,012

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы.

Сварка осуществлялась на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь-2» в лаборатории лазерных технологий Института теоретической и прикладной механики СО РАН. Соединяемые поверхности обезжиривались перед проведением сварки. Пластины помещались на рабочий стол лазерного комплекса, оснащенный приспособлением для прижатия образцов друг к другу. В процессе сварки реализовывалась как схема перемещения стола относительно неподвижного лазерного луча, так и схема перемещения лазерного луча относительно неподвижного стола. Скорость относительного перемещения регулировалась при отработке режимов сварки и оставалась постоянной на протяжении сварного шва. Лазерный луч был направлен на свариваемые поверхности под углом, исключающим попадание отраженного от металлических образцов излучения на выпускную линзу с целью устранения преждевременного разрушения лазерной оптики. В зону вершины и корня шва при сварке подавался гелий для защиты металла от окисления.

Из сваренных пластин изготавливались образцы для механических испытаний на статическое растяжение и ударный изгиб. Структура сварных швов исследовалась на поперечных шлифах. После проведения испытаний на ударный изгиб изучалась морфология поверхностей разрушения образцов с использованием метода растровой электронной микроскопии.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ ИСПЫТАНИЙ

Качество сварного соединения определяется обеспечиваемыми им механическими характеристиками. В результате проведенных испытаний на статическое растяжение было выявлено, что соединения стали 12X18H10T, полученные при помощи сварки CO₂-лазером, имеют прочность на уровне исходного материала (рис. 1). Тем не менее испытания на удар-

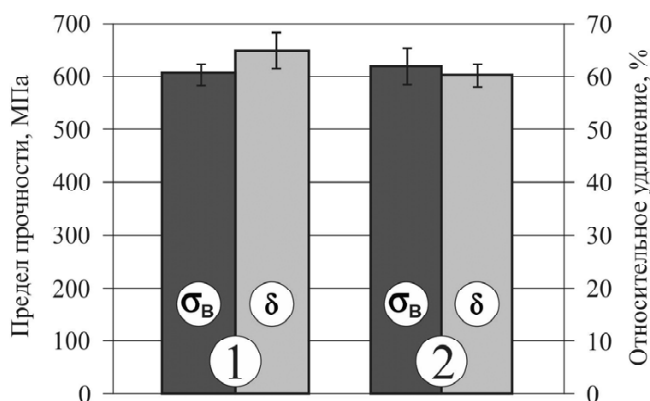


Рис. 1. Предел прочности и относительное удлинение образцов из нержавеющей стали 12X18H10T:

1 – исходное состояние; 2 – сварное соединение

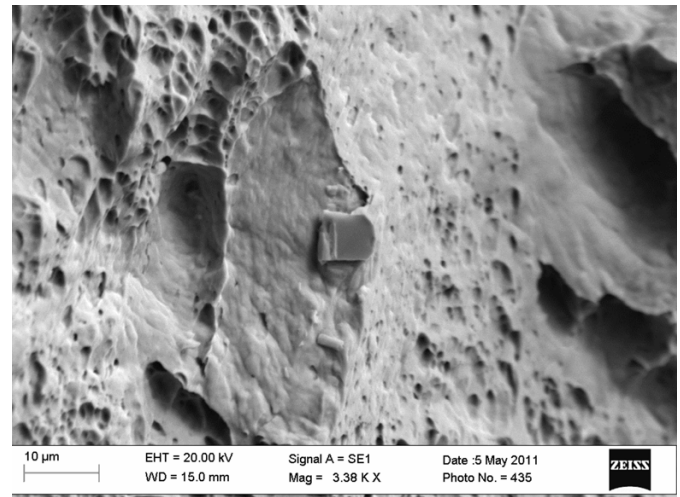


Рис. 2. Отдельная частица хрупкой фазы, имеющая кубическую форму, на поверхности излома сварного шва стали 12X18H10T

ный изгиб образцов с надрезом выявили, что работа, затрачиваемая на разрушение сварных образцов, в 2...3 раза ниже ($\sim 12,8$ Дж/см² – для сварного шва против ~ 32 Дж/см² – для основного металла), чем работа разрушения образцов из исходного материала. Для того чтобы выявить причины охрупчивания материала в результате переплава при лазерной сварке, были проведены исследования поверхностей излома образцов, разрушенных в результате испытаний на ударный изгиб.

При анализе строения излома с помощью растрового электронного микроскопа в структуре материала было выявлено присутствие частиц хрупкой фазы, имеющих форму, близкую к кубической (рис. 2, 3). Размеры частиц составляют 1...15 мкм. На поверхностях излома встречаются как отдельные (рис. 2) частицы хрупкой фазы, так и их скопления. Скопления частиц часто располагаются на дне обнаруживаемых на поверхности излома пор (рис. 3).

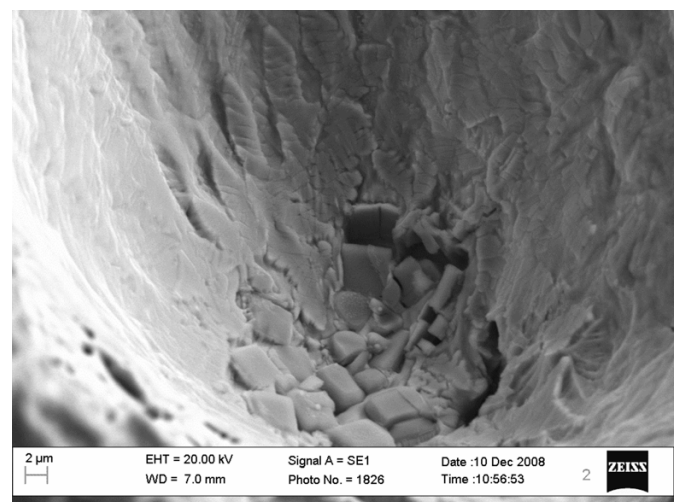
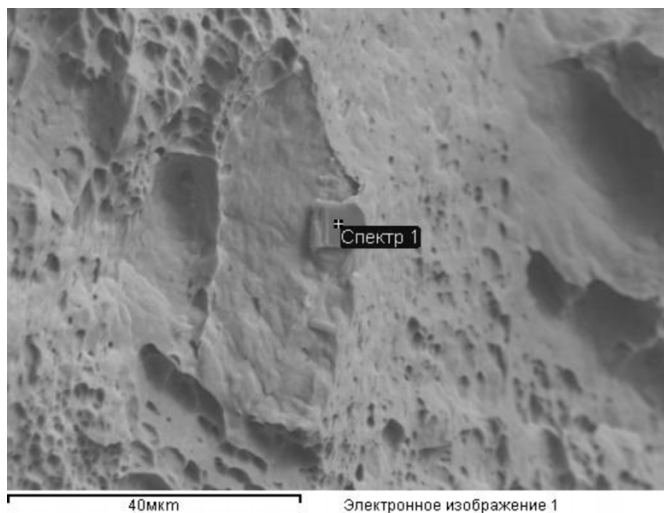


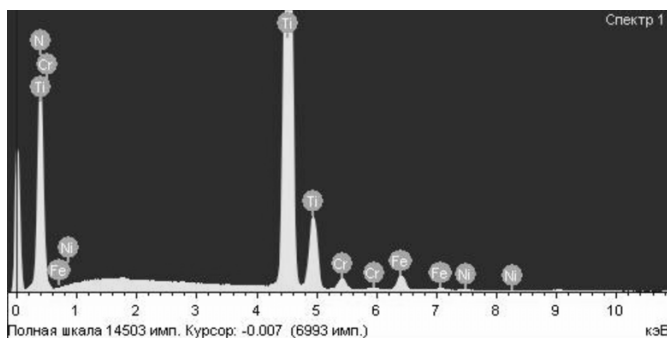
Рис. 3. Скопление частиц хрупкой фазы на дне поры в сварном шве стали 12X18H10T

Результаты количественного микрорентгеноспектрального анализа

Элемент	Весовой %	Атомный %
N	35.23	65.26
Ti	59.62	32.30
Cr	1.78	0.89
Fe	3.00	1.39
Ni	0.37	0.17
Итоги	100.00	100.00



а



б

Рис. 4. Анализируемая частица хрупкой фазы (а) и спектр рентгеновского излучения частицы (б) в сварном шве стали 12Х18Н10Т

Для получения данных о химическом составе хрупкой фазы был использован метод энергодисперсионного рентгеновского микроанализа. Диаметр анализируемого пятна составлял 8...12 мкм, что позволило получить данные о химическом составе отдельных крупных частиц. Использовались участки поверхности, где частицы хрупкой фазы не располагались в углублениях рельефа, поскольку

ку расположенные в углублениях рельефа частицы недоступны для проведения рентгеновского микроанализа (характеристическое излучение поглощается стенками углубления). На рис. 4, б представлен один из полученных при анализе спектров. Количественные результаты анализа представлены в табл. 2.

Из результатов рентгеновского микроанализа следует, что наиболее вероятным является образование хрупких частиц нитрида титана. Присутствие в спектре других элементов, по всей видимости, вызвано тем, что часть характеристического излучения возбуждается на прилегающей к хрупкой фазе области, поскольку размеры частицы и анализируемого пятна сравнимы по величине. При исследовании сварных швов с помощью оптического микроскопа можно заметить частицы кубической формы и золотистого цвета, что также является косвенным подтверждением гипотезы о том, что частицы хрупкой фазы являются нитридом титана (рис. 5).

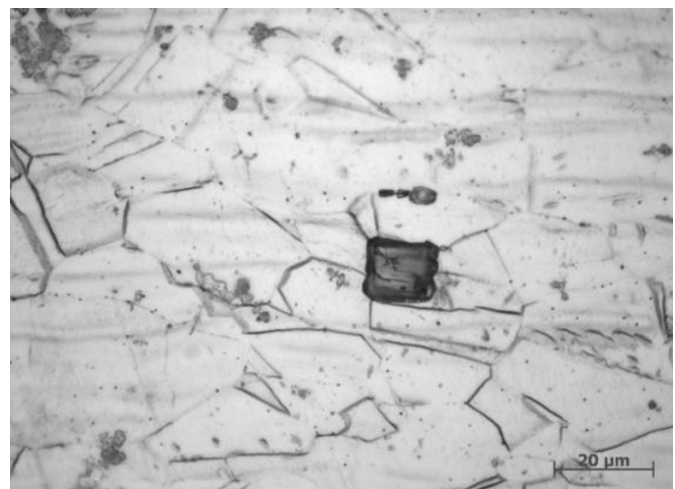


Рис. 5. Частица хрупкой фазы в структуре сварного шва стали 12Х18Н10Т

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе показано, что сварка плавлением приводит к формированию дефектной переплавленной структуры сварного шва в аустенитной хромоникелевой стали 12X18H10T. Предел прочности сварного соединения сохраняется на уровне исходного материала, однако ударная вязкость сварного соединения снижена в 2...3 раза по сравнению с уровнем исходного металла. Возможной причиной охрупчивания сварного шва является наличие в нем хрупкой фазы. Проведение энергодисперсионного рентгеновского микроанализа позволяет сделать предположение о том, что хрупкой фазой являются включения нитрида титана.

Список литературы

1. Медовар Б.И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1966.
2. Reinhart Poprave. Lasertechnik fur die Fertigung. – Springer - Verlag Berlin Heidelberg. Printed Germany, 2005. – S. 526.
3. Баранов И. Я. Технология лазерной сварки, закалки и резки. – СПб, 1999.
4. Оришич А.М., Головин Е.Д., Буров В.Г., Батаев В.А., Афонин Ю.В., Огнев А.Ю. Особенности формирования сварных швов при лазерной сварке углеродистых сталей // Обработка металлов. – № 4 (29). – 2005. – С. 13–14.

Brittle phases formation in welding seams of austenitic chromium-nickel steel produced by laser welding

V.G. Burov, A.I. Popelukh, E.D. Golovin,
A.Yu. Ognev, E.O. Borodina, D.D. Golovin

Utilization of fusion welding technologies for permanent joints producing frequently results in decreasing of basic material properties. As a rule, welded metal contains a lot of defects. In presented work embrittlement causes of welded seams in austenitic chromium-nickel steel, which were produced by laser welding, are being discussed.

Key words: laser welding, chromium-nickel steel, brittle phases.

ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ОКСИДА ИТТРИЯ НА СТРУКТУРУ ШВОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT20, ПОЛУЧАЕМЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ*

¹Е.Д. ГОЛОВИН, аспирант,

¹В.Г. БУРОВ, канд. техн. наук, профессор,

²А.М. ОРИШИЧ, доктор ф.-м. наук, профессор,

²А.Н. ЧЕРЕПАНОВ, доктор ф.-м. наук, профессор,

¹А.И. СМЕРНОВ, канд. техн. наук, доцент,

¹Д.Д. ГОЛОВИН, студент,

(¹НГТУ, г. Новосибирск

²ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск)

Статья получена 10 мая 2011 года

Головин Е.Д. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: edgolovin@yandex.ru

Проведены исследования влияния модифицирования титанового сплава VT20 наноразмерными частицами оксида иттрия на структуру сварных швов, получаемых лазерной сваркой. Инокулирование может быть использовано для управления механическими характеристиками сварных соединений.

Ключевые слова: титановый сплав, оксид иттрия, инокулирование, структура.

ВВЕДЕНИЕ

Изготовление сварных конструкций из титановых сплавов, широко применяемых в авиационной промышленности благодаря высокой удельной прочности [1], является сложной технологической задачей в связи с высокой химической активностью титана при высоких температурах и его склонностью к насыщению газами [2]. Использование источников энергии высокой концентрации, в том числе и лазерного излучения, позволяет уменьшать ширину зоны расплава и зон термического влияния, обеспечивая высокие показатели прочности при испытаниях на растяжение [3, 4]. Актуальность исследований в области лазерной сварки титановых сплавов связана с необходимостью поиска новых технологических решений улучшения структуры литого материала и снижения степени его охрупчивания в сварном шве.

Одним из путей улучшения структуры сварного шва может являться введение инокулирующих частиц тугоплавких соединений.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В экспериментах по лазерной сварке использовались пластины титанового сплава VT20. В таблице приведен химический состав сплава.

Длинные торцы пластин размерами 180 x 35 x 3 мм предварительно обрабатывались фрезерованием для обеспечения плотного прилегания свариваемых образцов друг к другу, соединяемые поверхности обезжиривались. Сварка производилась на автоматизированных лазерных комплексах «Сибирь-2» и «Сибирь-8», обеспечивающих лазерное излучение мощностью до 8 кВт с длиной волны 10,6 мкм. Пластины закрепля-

Химический состав титанового сплава VT20

Марка титанового сплава	Содержание легирующих и примесных элементов, % масс., остальное – титан							
	Fe	C	Si	V	N	Al	Zr	Mo
VT20	0,125	0,056	0,104	2,354	0,005	5,569	1,962	0,689

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 годы», проект П-297.

лись на рабочем столе, оснащенный приспособлением для прижатия торцов образцов друг к другу. В качестве инокулирующих добавок в зону сварки вводились частицы оксида иттрия Y_2O_3 размером от 50 до 200 нм. Зона сварки (вершина и корень шва) защищалась от окисления подачей гелия.

Микроструктура сварных швов анализировалась на оптическом микроскопе в поперечном сечении при увеличениях от 25 до 1000 крат с применением методов светлопольного и темнопольного изображения. Особенности тонкой структуры сварных швов анализировались на просвечивающем электронном микроскопе *Tecnaï G2 20TWIN*.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ микроструктуры полученных сварных швов показывает, что структурное состояние металла в сварном шве характеризуется двумя типами параметров: размером зерен металла, наследуемым от высокотемпературной β -фазы, а также размерами пластин метастабильной α' -фазы, образующихся внутри этих зерен при охлаждении шва. На высокую степень перегрева металла при сварке указывает размер зерен в сварном шве: в центре швов размеры зерен высокотемпературной β -фазы при первичной кристаллизации достигали размера порядка 1 мм (рис. 1, *а*).

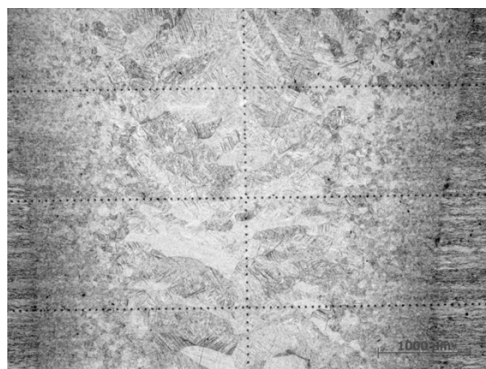
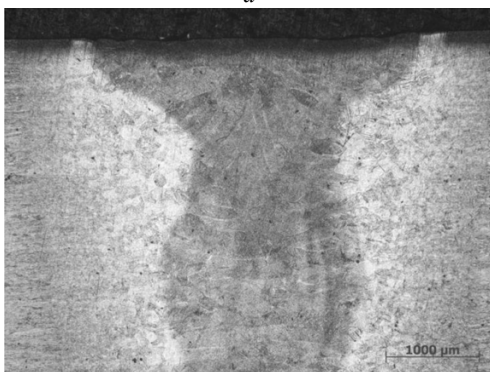

а

б

Рис. 1. Поперечные шлифы неинокулированного (*а*) и инокулированного (*б*) сварных швов титанового сплава VT20

При последующем быстром охлаждении внутри зерен высокотемпературной β -фазы образовывались кристаллы метастабильной α' -фазы. Согласно результатам металлографического анализа размеры зерен β -фазы существенно не отличаются в инокулированных и неинокулированных сварных швах (рис. 1, *а, б*).

Тем не менее применение инокуляторов вызывает значительное измельчение кристаллов α' -фазы (рис. 2) и увеличение их количества. Длина кристаллов находится в диапазоне 10...50 мкм (рис. 2, *б*), в то время как в немодифицированном частицами оксида иттрия сварном шве длина кристаллов α' -фазы может превышать 100 мкм (рис. 2, *а*).

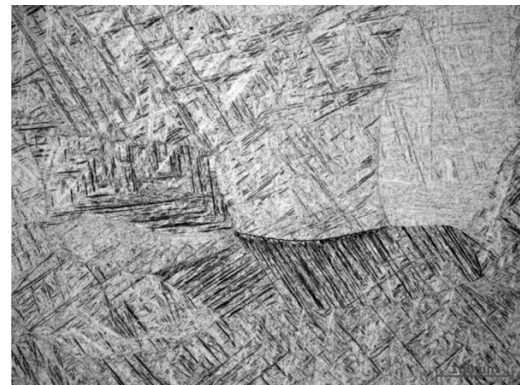
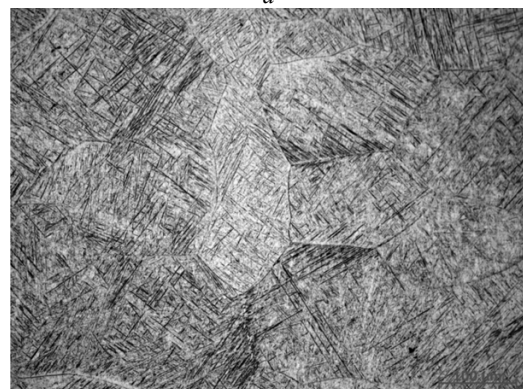

а

б

Рис. 2. Микроструктура центральной части неинокулированного (*а*) и инокулированного (*б*) сварных швов титанового сплава VT20

Измельчение вторичной структуры инокулированного шва вызывает эффект «потемнения» переплавленного металла по сравнению со швом, не содержащим добавок (рис. 1, *б*). Потемнение вызвано тем, что измельченные кристаллы мартенсита инокулированного шва образуют более развитую поверхность при травлении, которая отражает меньше света при наблюдении на оптическом микроскопе.

Использование метода просвечивающей электронной микроскопии для изучения тонкой структуры сварных швов подтвердило значительное измельчение, вызываемое применением оксида иттрия

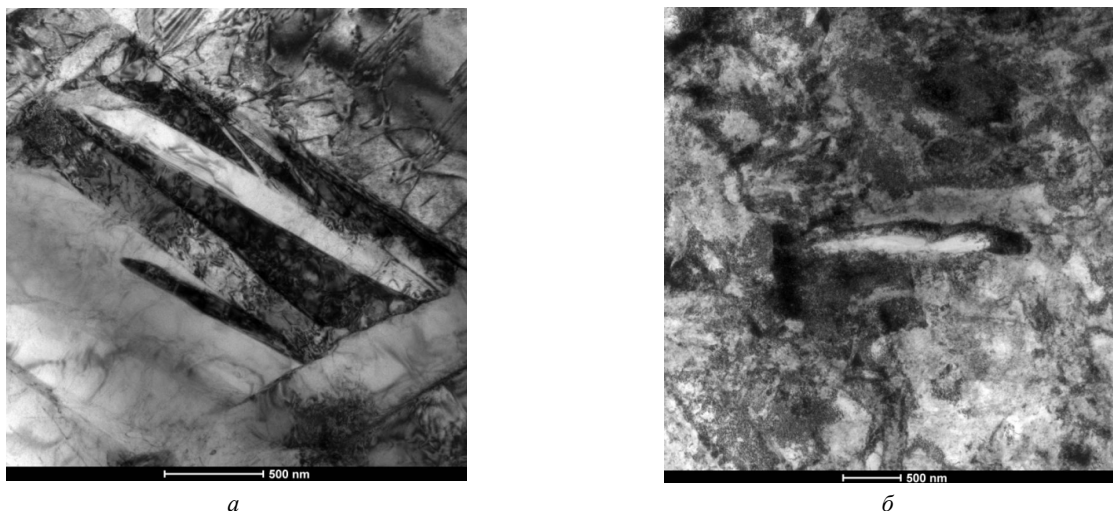


Рис. 3. Тонкая структура неинокулированного (а) и инокулированного (б) сварных швов

(рис. 3). В структуре неинокулированного сварного шва наблюдается наличие большого количества слоистых построений, соответствующих направлениям роста кристаллов мартенсита (рис. 3, а). При наблюдении структуры инокулированных швов подобных построений не наблюдается, морфология образцов характеризуется отсутствием признаков направленного роста кристаллов.

Измельчение вторичной структуры титанового сплава VT20 в сварных швах с добавками оксида иттрия указывает на то, что процесс инокулирования предоставляет возможность влияния на структуру кристаллизующегося титанового сплава, и, как следствие, может быть использован для управления механическими характеристиками сварных соединений.

Исследование оптимальных технологических режимов стыковой лазерной сварки пластин толщиной 3 мм из сплава VT20 позволило обеспечить предел прочности сварного шва при растяжении, равный 1050...1070 МПа, что соответствует уровню прочности исходного металла (1100 МПа). При этом испытания на ударную вязкость показали, что энергия разрушения сварного шва (31 Дж/см²) в 1,6 раза ниже энергии разрушения основного материала (49 Дж/см²).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Модифицирование сварных швов титанового сплава VT20 наноразмерными частицами оксида иттрия позволяет значительно измельчить кристаллы метастабильной α' -фазы. Инокулирование сплава VT20 наноразмерными частицами иттрия может быть использовано для управления механическими характеристиками сварных соединений.

Список литературы

1. Борисова Е.А., Бочвар Г.А. и др. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
2. Грабин В.Ф. Основы материаловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 262 с.
3. Лазерная сварка металлов: учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов; под ред. А.Г. Григорьянца. – М.: Высш. шк., 1988 – 207 с.
4. Оришич А.М., Головин Е.Д., Буров В.Г., Батаев В.А., Афонин Ю.В., Огнев А.Ю. Особенности формирования сварных швов при лазерной сварке углеродистых сталей // Обработка металлов. – № 4 (29). – 2005. – С. 13–14.

Effect of nanoscale yttrium oxide on structure of titanium alloy VT20 in joinings produced by laser welding

E. Golovin, V. Burov, A. Orishich,
A. Cherepanov, A. Smirnov, D. Golovin

Investigations of Effect of nanoscale yttrium oxide on structure of titanium alloy VT20 in joinings produced by laser welding were carried out. It is shown, that the effect of inoculation can be used as a mean to control mechanical properties of welding seams.

Key words: titanium alloy, yttrium oxide, inoculation, structure.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРОШКА КАРБИДА ВОЛЬФРАМА*

*В.А. БАТАЕВ, доктор техн. наук, профессор,
Д. С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант,
А. А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук, доцент,
А. А. РАЗУМАКОВ, магистрант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья получена 10 мая 2011 года

Терентьев Д.С. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет, e-mail: Terentiev240485@mail.ru

Разработана технология получения нанопорошка карбида вольфрама плазмохимическим методом. Средний размер полученных наночастиц составил 2...10 нм. Реализована многостадийная технология разделения продуктов плазмохимического синтеза в дисперсионных средах с разной плотностью, позволяющая получить нанопорошок карбида вольфрама, практически свободный от посторонних примесей.

Ключевые слова: карбид вольфрама, наночастицы, разделение.

ВВЕДЕНИЕ

Использование нанопорошков карбидов тугоплавких металлов, имеющих размеры менее 100 нм, при производстве металллокерамических твердых сплавов может обеспечить улучшение эксплуатационных свойств за счет изменения условий жидкофазного спекания и наличия ультрадисперсных частиц упрочняющей фазы.

На сегодняшний день существует несколько десятков методов получения нанокристаллических порошков [1]. Для синтеза тугоплавких соединений, к которым относится карбид вольфрама, реально используется в промышленных объемах меньше половины из известных технологий. Все существующие методы получения нанопорошков карбидов относятся к физико-химическим технологиям. Общая особенность наноразмерных частиц порошков, полученных любым методом, – склонность к объединению в агрегаты.

Один из наиболее распространенных методов получения высокодисперсных порошков – плазмохимический синтез. Для нагрева исходного материала в плазмохимических методах используются дуговые (электродные) и безэлектродные плазмотроны. Технология получения наноразмерного порошка дуговым способом состоит в переводе вольфрама и углерода в атомарное состояние, обеспечивающее условия для их химического взаимодействия и конденсирования образовавшихся наноразмерных частиц. Такие условия формирования наноразмерных частиц карбида вольфрама создаются в процессе электродугового

испарения графитового пустотелого электрода, наполненного мелкодисперсным порошком вольфрама или его карбида.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Плазмохимический синтез наноразмерных частиц карбида вольфрама был проведен в лаборатории «Физикохимия наноматериалов» института неорганической химии (ИНХ СО РАН г. Новосибирска) на модернизированной установке электродугового испарения электродов. Установка (рис. 1) представляет собой герметичную водоохлаждаемую камеру объемом 150 л, которая позволяет варьировать следующие параметры процесса: величину тока и напряжения, скорость подачи катода, зазор между электродами, давление и состав среды.

Исходным сырьем для наполнения графитовых электродов служили следующие материалы: порошок карбида вольфрама (WC) марки СК со средним размером частиц 8...13 мкм, вольфрам порошкообразный и вольфрамовый ангидрид (WO_3). Массовый процент выхода наночастиц карбида вольфрама в продуктах испарения электродов напрямую зависит от исходных технологических условий проведения синтеза. В таблице приведены режимы синтеза наноразмерных частиц карбида вольфрама.

В качестве катода использовали графитовый стержень диаметром 40 мм и длиной 18 мм. Анод (испаряемый электрод) представлял собой графитовый стержень длиной 180 мм и размерами сечения 13×13 мм,

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг.

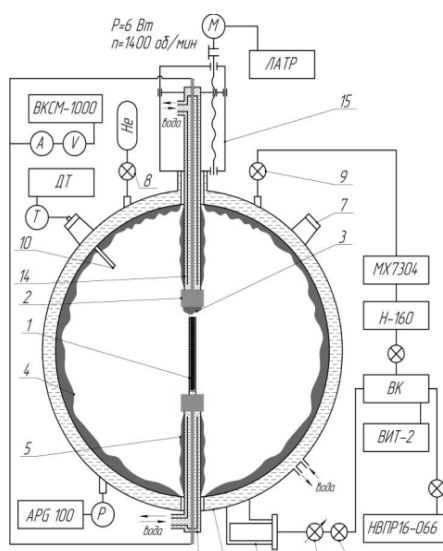


Рис. 1. Схема установки синтеза карбидов тугоплавких металлов:

1 – металл - графитовый анод; 2 – катод; 3 – нарост; 4 – «пристеночная» сажа; 5 – «воротниковая» сажа; 6 – водоохлаждаемый корпус реактора; 7 – смотровое окно; 8, 9 – газовые вентили тонкой регулировки; 10 – подвижная терморпара; 11 – вакуумные клапаны; 12 – регулятор давления; 13, 14 – системы охлаждения электродов; 15 – привод манипулятора; 16 – тканевый фильтр

в котором по центру высверливался канал диаметром 6 мм и глубиной 160 мм. Пустой графитовый стержень наполнялся порошковой смесью основного материала и сажи в массовом соотношении 15:1 для синтеза № 2 и 1:1 для синтеза № 3 (см. таблицу). При использовании порошка карбида вольфрама (WC) сажа в смесь не добавлялась (синтез № 1, таблица). Величина зазора между катодом и анодом в процессе сгорания графитового электрода изменялась в диапазоне 1...3 мм. Среднее расстояние от электрической дуги до стенок водоохлаждаемой камеры составляло 250 мм.

Продукты электродугового испарения металл-графитового электрода конденсировались на боковых стенках водоохлаждаемой камеры («пристеночная» сажа), системе охлаждения электродов («воротниковая» сажа) и на катоде («нарост») [4]. «Пристеночная» сажа представляла собой хлопьевидную массу с низким удельным весом, в то время как «нарост» в виде конусообразного тела практически правильной геометрической формы был весьма твердым и прочным.

Содержание продуктов синтеза определялось путем их сжигания в термогравиметрической установке NETZSCH Jupiter STA 449c. Структура и размеры продуктов синтеза изучались на электронном микроскопе Tecnai G2 20TWIN.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Наибольший выход наноразмерных частиц карбида вольфрама получался при использовании в качестве исходного материала крупнозернистого порошка карбида вольфрама. При этом в составе конденсированных продуктов испарения количество рыхлой «пристеночной» сажи составляет ~ 60 % массы, эластичной «воротниковой» сажи ~ 15 %, плотного «нароста» ~ 15 % и несгораемой части электрода ~ 10 %.

Проведенные исследования выявили, что наибольшее количество наночастиц карбида вольфрама содержится в «пристеночной» саже, существенно меньше – в плотном наросте и практически отсутствует – в «воротниковой» саже. По данным окислительной термогравиметрии был проведен расчет процентного состава вольфрамсодержащих продуктов в «пристеночной» саже. При использовании в качестве исходного порошка крупнозернистого карбида вольфрама величина вольфрамсодержащих продуктов синтеза составила ~ 13...13,5 %, смеси вольфрама и сажи ~ 5...6 %. Наименьший процент выхода наблюдался при использовании порошка оксида вольфрама (~ 2...2,5 %).

На рис. 2, а представлены электронные микрофотографии «пристеночной» сажи. На изображениях видно, что сажа, наряду с наночастицами карбида вольфрама, содержит большое количество аморфного углерода и частиц графита различной степени упорядоченности. Размер полученных частиц карбида вольфрама во всех трех синтезах составил 2...10 нм. Узкий диапазон размеров наночастиц карбида вольфрама объясняется обеспечением практически одинаковых условий проведения синтеза. Для освобождения наноразмерных частиц карбида вольфрама от ненужных примесей использовались различные методы разделения, позволяющие группировать продукты плазмохимического синтеза по фракциям, гранулометрическому составу и агрегатному состоянию [3, 4]. Наиболее эффективной была

Параметры синтеза карбида вольфрама

Номер опыта	Исходный материал	Напряжение, В	Ток, А	Разряжение вакуума, мм рт. ст.	Давление гелия, атмосфер	Время горения, мин
1	WC	55...60	350...450	10^{-1}	0,3	30
2	W+сажа	55...60	350...450	10^{-1}	0,3	30
3	WO ₃ +сажа	55...60	350...400	10^{-1}	0,5	70

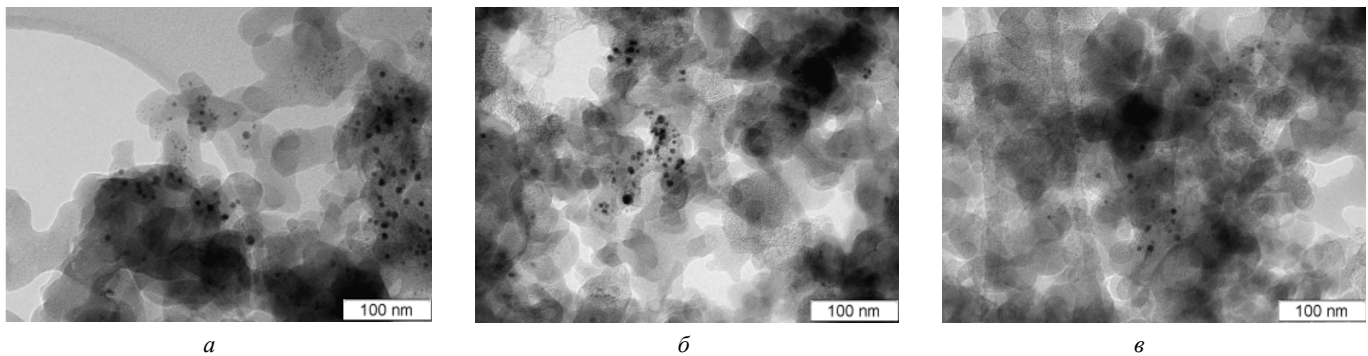


Рис. 2. Распределение наночастиц карбида вольфрама в «пристеночной» саже:

a – синтез № 1; *б* – синтез № 2; *в* – синтез № 3

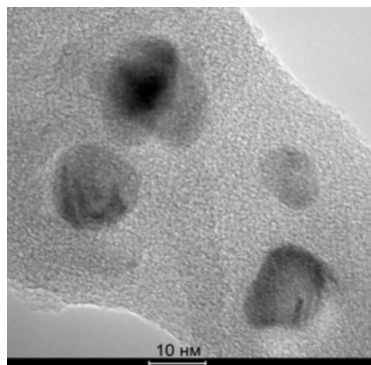


Рис. 3. Распределение наночастиц карбида вольфрама после многостадийного процесса разделения (ПЭМ)

многостадийная технология разделения продуктов синтеза, которая предполагает: предварительное измельчение конгломератов частиц хлопьевидной «пристеночной» сажи; ультразвуковое диспергирование измельченных частиц; выделение седиментационного осадка и последующее выпаривание дисперсионной среды. Разделение продуктов синтеза в ультразвуковой ванне осуществлялось в несколько этапов с постепенным увеличением плотности дисперсионной среды. Увеличение плотности дисперсионной среды производилось за счет изменения концентраций химических реактивов. В процессе разделения частицы сажи флотировали на поверхность раство-

ра, наночастицы карбида вольфрама образовывали взвесь в растворе, а тяжелые вольфрамсодержащие образования седиментировали на дно ванны.

Полученные наночастицы карбида вольфрама (рис. 3) не удается полностью очистить от побочных продуктов синтеза вследствие межатомных взаимодействий между карбидом вольфрама и углеродом.

Список литературы

1. Алымов М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов // Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. – М.: Наука, 2007. – 169 с.
2. Тарасов Б.П., Мурадян В.Е., Шульга Ю.М., Куюнко Н.С., Мартыненко В.М., Румынская З.А., Ефимов О.Н. Исследование продуктов электродугового испарения металл-графитовых электродов // International Scientific Journal for Alternative Energy and Ecology. – № 6. – 2002.
3. Зенкевич И.Г., Карцова Л.А., Москвин Л.Н., Родинков О.В., Якимова Н.М. Аналитическая химия. В 3 т. Т. 2. Методы разделения веществ и гибридные методы анализа: учеб. пособие. – М.: Издательский центр «Академия», 2008. – 304 с.
4. Буров В.Г., Дробяз А.А., Терентьев Д.С., Чуканов И.С. Синтез наноразмерного порошка карбида вольфрама // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2010. – № 1. – С. 3–5.

The technology of nanopowder tungsten carbide

V.A. Bataev, D.S. Terentiev,
A.A. Nikulina, A.A. Razumakov

The technology of tungsten carbide nanopowder by plasma method was developed. An average size of received nanoparticles was 2-10 nm. A multi-stage separation technology products in the plasma-chemical synthesis of the dispersion media with different densities, allowing us to obtain tungsten carbide nanopowder is virtually free from extraneous impurities was implemented.

Key words: tungsten carbide, nanoparticles, separation



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 повторений, 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).