

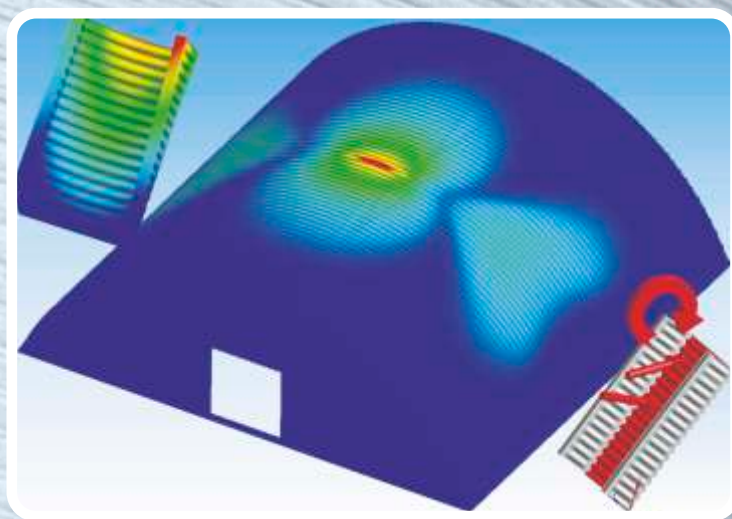
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ISSN 1994-6309

ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 4 (57) ОКТЯБРЬ—ДЕКАБРЬ 2012 г. научно-технический и производственный журнал

Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



Распределение полей деформаций в бескаркасной арочной конструкции промышленного здания, изготовленной по современной технологии холодногнутой профили из рулонной оцинкованной стали

НОВОСИБИРСК

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Марков А.М., Маркова М.И., Плетнева Е.М. Алгоритм проектирования группового технологического процесса механической обработки деталей	5
Липатов А. А. Особенности контактного взаимодействия при обработке высоколегированных сталей	10
Коган Б.И., Дрыгин М.Ю. Ремонтно-технологический блок для обеспечения качества монтажа крупнотоннажных узлов горных машин	15
Безнедельный А.И., Асанов В.Б., Гилета В.П. Влияние технологической наследственности на формирование качества поверхностного слоя закаленных сталей при упрочняюще-чистовой обработке ультразвуковым инструментом	19
Атапин В.Г., Скиба В.Ю. Численное моделирование бескаркасных арочных покрытий	23
Мустафаев Р.Ф., Алексеев Н.С., Капорин В.А., Рязанов А.В., Иванов С.В. Выбор смазочно-охлаждающей жидкости для шлифования плазменных покрытий на железной основе	28

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Куриленко Г.А., Юрьев Г.С., Рыков А.А. Виброзащита станочного оборудования при низкочастотном возмущающем воздействии	31
Атапин В.Г. Назначение критерия жесткости при оптимальном проектировании тяжелого поворотного-подвижного стола	34
Симсиве Д.Ц. О применении критериев прочности для оценки стойкости режущего инструмента с кубическим нитридом бора при механической обработке титановых сплавов	38

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Афанасьев В.К., Попова М.В. Особенности влияния термической обработки на тепловое расширение кремниевых сплавов	44
Околович Г.А., Гурьев А.М., Шабалин В.Н., Сизова А.Е. Технология нанесения износостойкого покрытия стальных поршневых колец	50
Околович Г.А., Габец А.В., Чертовских Е.О. Исследование влияния кальциевого модификатора при изготовлении детали «рама боковая»	53
Гуськов А.В., Драньков Н.О., Милевский К.Е. Исследование влияния способа обработки на механические характеристики и микроструктуру материала марки М1	56
Гуськов А.В., Журавина Т.В., Милевский К.Е., Павлюкова Д.В. Исследование микроструктуры и распределения микротвердости металла оболочки изделия после редуцирования (холодной деформации) на оправке	63
Веселов С.В., Щербаков В.И., Черкасова Н.Ю. Особенности строения вольфрамокобальтового покрытия, сформированного на стальной поверхности при использовании промежуточного слоя хрома	68

TECHNOLOGY

Markov A.M., Markova M. I., Pletneva E.M. Algorithm of design of group technological process of machining of details	5
Lipatov A. A. Peculiarities of contact interaction with machining high-alloy steels	10
Kogan B.I., Drygin M.Yu. The repair and technological unit for support of mounting of large-capacity assemblies of mountain machines	15
Beznedelnyy A.I., Asanov V.B., Gileta V.P. Technological inheritance influence on surface layer forming in condition of ultrasonic plastic deformation of hardened steels	19
Atapin V.G., Skeebea V.Yu. Numerical simulation of frameless arched covers	23
Mustafaev R.F., Alekseev N.S., Kaporin V.A., Ryazanov A.V., Ivanov S.V. The selection of lubricant-coolants for grinding iron-based plasma coatings	28

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Kurilenko G.A., Yurev G.S., Rykov A.A. Vibroprotection of machine tool equipment at low-frequency influence	31
Atapin V.G. Purpose of criterion of rigidity at optimum design heavy rotary and mobile table	34
Simsive D.Ts. About using of criteria of toughness for an estimation tool life of the cutting tool with CNB at turning of titanic alloys	38

MATERIAL SCIENCE

Afanasev V.K., Popova M.V. Features of influence of thermal processing on thermal expansion of silicon alloys	44
Okolovich G.A., Guriev A.M., Shabalin V.N., Sizova A.E. Technology for deposition of wear-resistant coating of piston rings	50
Okolovich G.A., Gabets A.V., Chertovskikh E.O. Investigation of calcium modifier for the manufacture of parts "frame side"	53
Guskov A.V., Drankov N.O., Milevskiy K.E. Research of influence of the way of processing on mechanical characteristics and microstructure of the material M1	56
Guskov A.V., Zhuravina T.V., Milevskiy K.E., Pavlyukova D.V. Research of a microstructure and distribution of microhardness of metal of a case of a product after reduction (cold deformation) on a mandrel ...	63
Veselov S.V., Shcherbakov V.I., Cherkasova N.Yu. Tungsten-cobalt coating structure features formed on steel surface with chromium interlayer	68

Зыкова А.П., Новомейский М.Ю., Курзина И.А., Никулина А.А., Князев А.С. Структурно-фазовое состояние Fe-содержащих сплавов, модифицированных ультра- и нанодисперсными порошками оксидов d-металлов	72	Zykova A.P., Novomeiskiy M.Yu., Kurzina I.A., Nikulina A.A., Knyazev A.S. Structural-phase composition of the Fe-contained alloyed, modified with ultra- and nanodispersed powders of d-metals oxides	72
Попелюх П.А., Попелюх А.И. Повышение надежности деталей ударных машин с помощью изотермической закалки	79	Popelyukh P.A., Popelyukh A.I. Increase of machine elements reliability by isothermal quenching applying	79
Дробяз Е.А., Кривеженко Д.С., Поляков И.А., Нагавкин С.Ю., Иванцовский В.В. Структура и свойства борсодержащих покрытий, наплавленных электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу	83	Droblyaz E.A., Krivezhenko D.S., Polyakov I.A., Nagavkin S.Yu., Ivantsivskiy V.V. Structure and properties of boron-containing coatings, deposited by non-vacuum electron beam	83
Тюрин А.Г., Разумаков А.А., Терентьев Д.С., Нагавкин С.Ю., Иванцовский В.В. Исследование структуры и свойств твердых сплавов с градиентным строением	86	Tyurin A., Razumakov A., Terentev D., Nagavkin S., Ivantsivskiy V. Investigation of structure and properties of hard alloys with gradient structure	86
МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ		CONFERENCE MATERIALS	
Чинахов Д.А., Ефременков А.Б., Моховиков А.А. Международная молодежная конференция «Инновации в машиностроении» в Юргинском технологическом институте Национального исследовательского Томского политехнического университета	92	Chinakhov D.A., Efremenkov A.B., Mkhovikov A.A. The international youth conference «Innovations in mechanical engineering» at Yurginskiy Institute of Technology of National Research Tomsk Polytechnic University	92
Ибрагимов Е.А., Саушкина Н. Ф. Перспективы изменения геометрии ионного источника с анодным слоем	95	Ibragimov E.A., Saushkina N.F. Outlook geometry change of the ion source anode layer	95
Орлова Д.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б., Колесник А.С., Дульбеева О.Н. О влиянии электростатического поля на микротвердость монокристаллов цинка	98	Orlova D.V., Danilov V.I., Zuev L.B., Kolesnik A.S., Dulbeeveva O.N. Effect of electrostatic field on the microhardness of single crystals of zinc	98
Лубяной Д.А., Лубяная С.В., Саблина О.И. Эффективность применения термовременной обработки и пульсирующей продувки для рафинирования железоуглеродистых расплавов	103	Lubyanoy D.A., Lubyanaya S.V., Sablina O.I. The effectiveness of handling thermal temporal processing and pulsating purge for refining iron melts	103
Сапрыкина Н.А., Сапрыкин А.А., Яковлев В.И. Влияние механической активации металлических порошков на качество поверхностного слоя, полученного технологией послойного синтеза	108	Saprikin A.A., Saprikin A.A., Yakovlev V.I. Effect of mechanical activation of metal powders on the quality of the surface layer, resulting layered synthesis technology... ..	108
Квеглис Л.И., Паничкин Ю.В., Орлова Ю. А., Бондарцев В.А., Соколовский В.Е., Волочаев М.Н. Структура, магнитные свойства и трехмерное моделирование мартенсита деформации в сплаве Fe ₈₆ Mn ₁₃ C....	111	Kveglis L.I., Panichkin Y.V., Orlova Y.A., Bondartsev V.A., Sokolovsky V.E., Volochaev M.N. Structure, magnetic properties, and three-dimensional modeling deformation martensite in alloy Fe ₈₆ Mn ₁₃ C	111
Кузнецов М.А. Измельчение микроструктуры наплавленного металла путем введения в зону сварки наноструктурированных элементов-модификаторов	115	Kuznetsov M.A. Grinding weld metal microstructure by introducing into the fusion zone of nanostructure elements modifiers	115
ОБРАЗОВАНИЕ		EDUCATION	
Иванцовская Н.Г., Касымбаев Б.А. Графическая культура как основа профессиональной компетенции выпускника	120	Ivantsivskaya N.G., Kasymbaev B.A. Graphic culture as the basis of professional competence graduate	120
Правила для авторов	126	Rules for authors	126

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

Подписано в печать 12.12.12. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 16,0. Уч.-изд. л. 29,76. Изд. № 250. Заказ 10. Тираж 1000 экз.

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 4 (57) ОКТЯБРЬ–ДЕКАБРЬ 2012 г. 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, ЮЗГУ; **Овчаренко А.Г.**, профессор, д.т.н., БТИ АлтГТУ; **Рахимьянов Х.М.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Сараев Ю.Н.**, профессор, д.т.н., ИФПМ СО РАН; **Смольников Н.Я.**, профессор, д.т.н., ВолгГТУ; **Суслов А.Г.**, профессор, д.т.н., Засл. деятель науки и техники РФ, БрянГТУ

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

СОУЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный
технический университет»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Атапин Владимир Григорьевич – профессор,
доктор технических наук
Буров Владимир Григорьевич – профессор,
кандидат технических наук
(технология, материаловедение)
Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук
(оборудование, инструменты)

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

Журнал реферирован в ВИНТИ

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

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

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

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

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

Тел. (383) 346-17-77

E-mail: obrmet@ngs.ru

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

Цена свободная

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

*За содержание рекламных материалов
ответственность несет рекламодатель.*

АЛГОРИТМ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ГРУППОВОГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ

*А.М. МАРКОВ, доктор техн. наук, профессор,
М.И. МАРКОВА, канд. техн. наук, доцент,
Е.М. ПЛЕТНЕВА, аспирант,
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г.Барнаул)*

Статья поступила 10 октября 2012 года

Марков А.М. – 656038, Алтайский край, г. Барнаул, пр. Ленина, 46,
ФГБОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова»
e-mail: kuzovleva_katya@mail.ru, andmarkov@inbox.ru

Рассматривается алгоритм проектирования группового технологического процесса в условиях мелкосерийного и серийного производства, который позволяет группировать детали по деталиеоперациям и сформировать оптимальное задание на обработку для имеющегося оборудования.

Ключевые слова: групповой технологический процесс, проектирование, оптимизация, группирование деталей, деталиеоперация.

В настоящее время машиностроительное производство чаще всего является мелкосерийным и серийным, на технологическую подготовку которого тратится существенное время. Актуальной становится задача сокращения сроков внедрения и изготовления часто меняющейся номенклатуры изделий. Современные системы автоматизированного проектирования позволяют значительно сократить время технологической подготовки производства, разрабатывать не только двухмерные и трехмерные модели деталей, а также технологические процессы их изготовления.

В условиях мелкосерийного и серийного производства находят применение групповые технологические процессы. Групповая технология позволяет, обрабатывая детали широкой номенклатуры, значительно увеличить коэффициент закрепления операций, создать условия производства, близкие к крупносерийному.

Образование технологических групп является сложным и ответственным моментом, от которого зависит экономическая эффективность применения группового метода обработки [1].

При формировании групп во внимание принимаются не только конструктивные при-

знаки деталей, но и точностные (точность размеров, формы, взаимного расположения и шероховатость обрабатываемых поверхностей), технологические (общность технологии), инструментальные (общность оснащения), организационно-плановые (единое планирование и организация производства). Учитывая, что современный металлорежущий станок с ЧПУ позволяет реализовать различные виды заготовок (точение, фрезерование, растачивание), в условиях мелкосерийного производства для формирования групп целесообразно использовать набор операций, выполняемых на определенном типе оборудования, установленного на участке.

Кроме того, необходимо принимать во внимание технико-экономические признаки, к которым относятся количество операций и трудоемкость их выполнения для каждой детали [2].

На рис. 1 представлен алгоритм формирования технологических групп.

В качестве примера реализации предложенного алгоритма сформирован групповой технологический процесс обработки деталей на участке, имеющем фрезерные и токарные станки с ЧПУ. Для деталей, производство которых необходимо осуществить на имеющемся обо-



Рис. 1. Алгоритм проектирования группового технологического процесса

рудовании за определенный срок, был проведен предварительный анализ с целью установления общих конструктивных и точностных признаков, а также определения методов получения заготовок. Набор деталей приведен на рис. 2.

Поскольку количество деталей небольшое, то группирование деталей целесообразно проводить по деталям операциям. Как видно из рисунка, конструкция деталей не позволяет сформировать для них комплексную деталь.

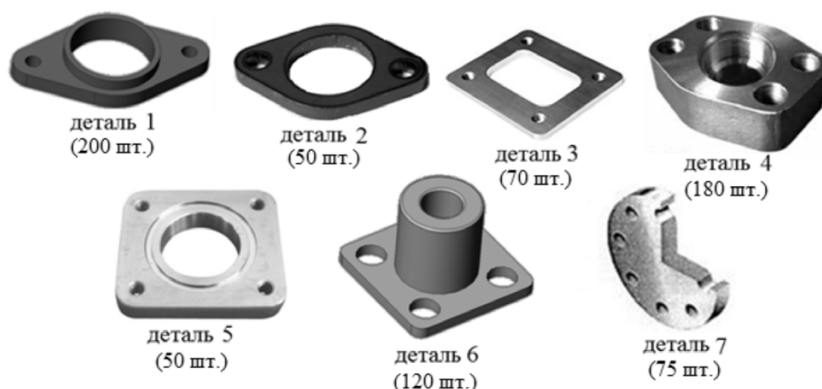


Рис. 2. Набор деталей для групповой обработки

Таблица 1

Варианты обработки детали 1

Код поверхности по ЕСКД	Обработка на фрезерном станке с ЧПУ			Обработка на токарном станке с ЧПУ			
	Номер установка	Название операции	Основное штучное время, мин	Номер установка	Название операции	Основное штучное время, мин	Разница времени (Δ, мин)
8	1	Фрезерование торца	0,04	1	Подрезка торца	0,03	0,01
13	2	Сверление центрального отверстия	0,04	2	Сверление центрального отверстия	0,04	0
13	2	Зенкерование центрального отверстия	0,02	2	Растачивание центрального отверстия	0,13	-0,09
60	2	Фрезерование верхней поверхности	0,35	2	Точение цилиндра	0,3	0,05
16	2	Сверление малых отверстий	0,3		-----		
64	3	Фрезерование по контуру	0,8		-----		
			Σ1,55			Σ0,5	



На следующем этапе произведено объединение в группы однотипных поверхностей деталей с использованием классификатора ЕСКД (рис. 3).

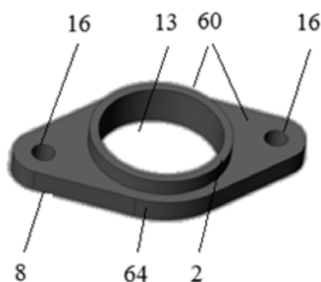


Рис. 3. Кодирование поверхностей детали по ЕСКД:

- 2 – цилиндрическая поверхность вращения;
- 8 – торец детали; 13 – центральное отверстие;
- 16 – гладкое цилиндрическое отверстие;
- 60 – ступенчатая плоскостная деталь;
- 64 – комбинированный контур

Далее для каждой поверхности определено оборудование, на котором она может быть обработана, необходимый инструмент и оснастка. Рассмотрены все возможные варианты, а также установлена последовательность обработки поверхностей с указанием установа и рассчитано время обработки поверхностей с помощью САРР-систем. В табл. 1 приведены варианты обработки поверхностей детали 1 на фрезерном и токарном станках.

Затем был осуществлен выбор варианта обработки детали с наименьшим временем обработки, но с учетом наименьшего количества



Рис. 4. Схема первоначального технологического маршрута обработки детали 1

переустановов детали, сформирован первоначальный технологический маршрут обработки детали. Поскольку для токарного станка время обработки торца меньше, то выбрано подрезание торца на токарном станке. На втором установе на фрезерном станке обрабатывается три поверхности и выполняется четыре перехо-

Таблица 2

Первоначальный технологический маршрут обработки детали 1

Код поверхности по ЕСКД	Обработка на фрезерном станке с ЧПУ			Обработка на токарном станке с ЧПУ			Разница времени (Δ, мин)
	Номер установа	Название операции	Основное штучное время, мин	Номер установа	Название операции	Основное штучное время, мин	
8	1	Фрезерование торца	0,04	1	Подрезка торца	0,03	0,01
13	2	Сверление центрального отверстия	0,04	2	Сверление центрального отверстия	0,04	0
13	2	Зенкерование центрального отверстия	0,02	2	Растачивание центрального отверстия	0,13	-0,09
60	2	Фрезерование верхней поверхности	0,35	2	Точение цилиндра	0,3	0,05
16	2	Сверление малых отверстий	0,3		-----		
64	3	Фрезерование по контуру	0,8		-----		
			Σ1,51			Σ0,03	

Измененный технологический маршрут обработки детали 1

Код поверхности по ЕСКД	Обработка на фрезерном станке с ЧПУ			Обработка на токарном станке с ЧПУ			Разница времени (Δ, мин)
	Номер установка	Название операции	Основное штучное время, мин	Номер установка	Название операции	Основное штучное время, мин	
8	1	Фрезерование торца	0,04	1	Подрезка торца	0,03	0,01
13	2	Сверление центрального отверстия	0,04	2	Сверление центрального отверстия	0,04	0
13	2	Зенкерование центрального отверстия	0,02	2	Растачивание центрального отверстия	0,13	-0,09
60	2	Фрезерование верхней поверхности	0,35	2	Точение цилиндра	0,3	0,05
16	2	Сверление малых отверстий	0,3		-----		
64	3	Фрезерование по контуру	0,8		-----		
			Σ1,51			Σ0,03	

да, а на токарном – только две поверхности и три перехода. Суммарное время обработки поверхностей на втором установе на фрезерном станке меньше, поэтому выбран фрезерный станок. Обработка контура детали возможна только фрезерованием. Схема первоначального технологического маршрута обработки детали 1 представлена на рис. 4 и в табл. 2. Сумма основного времени обработки детали 1 на фрезерном станке составила 1,5 мин, на токарном станке 0,03 мин.

Аналогичным образом были проведены расчеты для остальных деталей. С учетом количества изготавливаемых деталей в партии сумма основного времени обработки всех семи деталей для фрезерного станка составила 1266,6 мин, а для токарного 292,35 мин (табл. 4). Соответственно время простоя токарного станка составило 974,25 мин. Поскольку станки загружены неравномерно, необходимо провести анализ загрузки оборудования и перераспределить обработку деталей с целью сокращения простоя токарного станка. Измененный технологический маршрут для детали 1 представлен на рис. 5 и в табл. 3.

Таблица 4

Результат расчета основного времени для станков

Время обработки	Фрезерный станок, мин	Токарный станок, мин	Разница, мин
Первоначальное основное время, мин	1266,6	292,35	974,25
Измененное основное время, мин	1012,3	449,25	563,05

После перераспределения сумма основного операционного времени обработки всех семи деталей для фрезерного станка составила 1012,3 мин, для токарного 449,25 мин (табл. 4).

Объединение деталей в группы по операциям отражено в табл. 5.

При формировании задания на обработку для станков первоначально детали подавались по-



Рис. 5. Схема измененного технологического маршрута обработки детали 1

Группирование деталей по деталям операциям с учетом последовательности обработки
(индекс – номер установка детали)

Операции	Номер детали							Операции	Номер детали						
	1	2	3	4	5	6	7		1	2	3	4	5	6	7
Фрезерный станок:								Токарный станок:							
сверл. мал. отв.	5 ₃	5 ₃	5 ₃	5	6	6	4	подрезка торца	1 ₁	1 ₁	1 ₁	1 ₁	1,2 ₁	1 ₁	1,2 ₁
фрезер. контура	6 ₄	6 ₄	6 ₄	7	7			сверл. центр. отв.	2 ₂	2 ₂		2 ₂	2 ₂	2 ₂	
фрезер. вер. пов-ти		4 ₃	4 ₃	4	4			расточив. центр. отв.	3 ₂	3 ₂		3 ₂	3 ₂	3 ₂	
сверл. центр. отв.			2 ₃					точение цилиндра	4 ₂				4 ₂	3 ₂	
фрезер. центр. отв.			3 ₃					точение пов-ти					5 ₂		
фрезер. паза					5										

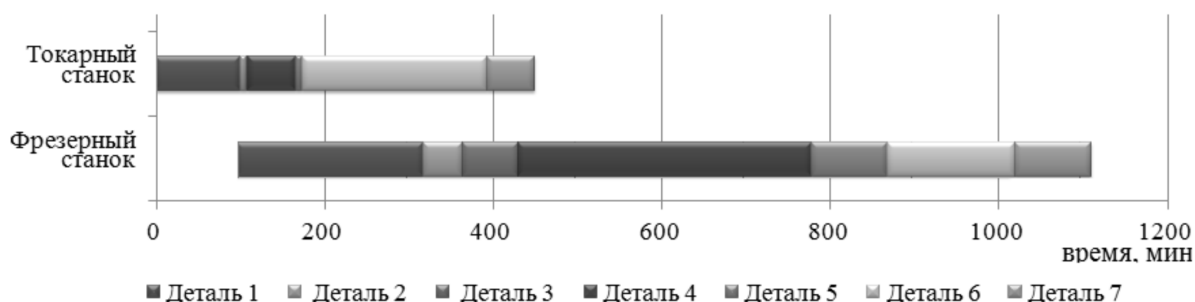


Рис. 6. Первоначальная последовательность обработки деталей на станках

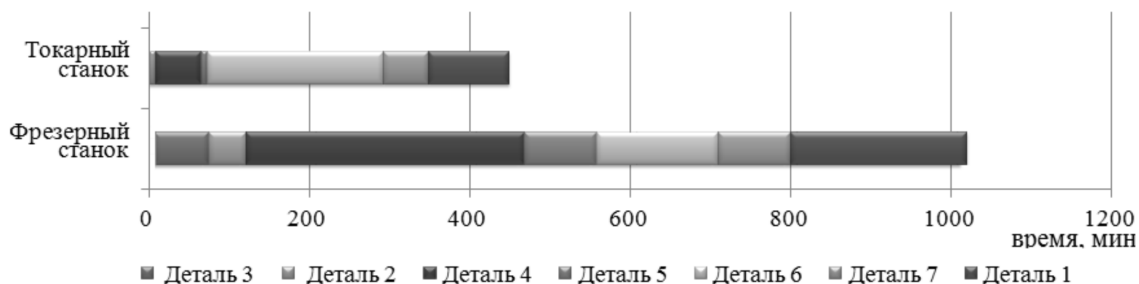


Рис. 7. Скорректированная последовательность обработки деталей на станках

следовательно от 1 до 7 (рис. 6). Чтобы избежать простоя фрезерного станка последовательность была изменена (рис. 7).

Таким образом, предложенный алгоритм позволяет группировать детали по деталям операциям и сформировать оптимальное задание на обработку для имеющегося оборудования, что обеспечивает снижение себестоимости продукции и повышает производительность труда. Данный алгоритм может быть реализован на со-

временных предприятиях в условиях мелкосерийного и серийного производства.

Список литературы

1. Митрофанов С.П. Групповая технология машиностроительного производства. Т. 1. Организация группового производства. – Л.: Машиностроение, 1983. – 407 с.
2. Маталин А.А. Технология машиностроения. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд., 1985. – 496 с.

Algorithm of design of group technological process of machining of details

A.M.Markov, M. I. Markova, E.M. Pletneva

In article the algorithm of design of group technological process in the conditions of a small-scale and mass production which allows to group details for operations is considered and to create an optimum task for processing for the available equipment.

Key words: group technological process, design, optimization, grouping of details, technological operations.

ОСОБЕННОСТИ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

*А. А. ЛИПАТОВ, канд. техн. наук, доцент
(ВолгГТУ, г. Волгоград)*

Статья поступила 19 октября 2012 года

Липатов А. А. – 600005, г. Волгоград, пр. Ленина, 28,
Волгоградский государственный технический университет
e-mail: leeandrej@yandex.ru

Рассмотрены результаты исследований контактного взаимодействия при точении высоколегированных сталей – аустенитной и мартенсито-ферритной. Выявлены существенные отличия в закономерностях контактного взаимодействия на передней поверхности режущего инструмента для высоколегированных сталей по сравнению с перлитными. Показано, что выявленные отличия связаны с различным характером зависимости теплопроводности от температуры для этих групп обрабатываемых материалов.

Ключевые слова: точение, передняя поверхность, аустенитная сталь, мартенсито-ферритная сталь, контактное взаимодействие, теплопроводность, зависимость от температуры.

В ходе исследований, проводившихся в Волгоградском ГТУ под руководством профессора Н. В. Талантова, установлено, что огромное влияние на температуру резания и износ твердосплавного инструмента оказывают закономерности деформирования контактных слоев обрабатываемого материала. Показано, что деформирование металла сопровождается конкурирующими процессами деформационного упрочнения и температурного разупрочнения. Были установлены закономерности контактного взаимодействия при обработке наиболее распространенного класса сталей – перлитных, т. е. углеродистых и низколегированных [1]. Не менее важным является изучение данного вопроса при резании высоколегированных труднообрабатываемых материалов (аустенитных сталей и др.).

После проведения соответствующих исследований в ходе анализа различий в закономерностях контактного взаимодействия при обработке перлитных и аустенитных сталей был выявлен новый влияющий физический фактор – характер зависимости теплопроводности λ обрабатываемого материала от температуры θ [2].

В данной работе подробнее, на расширенной доказательной базе, представлены результаты исследований контактного взаимодействия на

передней поверхности инструмента при обработке высоколегированных сталей и их сопоставление с полученными ранее результатами для перлитных сталей [1, 3 и др.].

Исследования проводили при резании стали аустенитного класса 12X18H10T (основной объем экспериментов), а также мартенсито-ферритной стали 14X17H2 (обе – в состоянии поставки).

На рис. 1 представлены необходимые для дальнейшего анализа зависимости $\lambda(\theta)$ для ряда обрабатываемых материалов. Кривые 1 (для углеродистой стали 45 перлитного класса) и 3 (для аустенитной стали 12X18H10T) построены нами путем обработки большого объема справочных данных [4]. Графики 2 и 4 заимствованы из книги А. Н. Резникова [5]: кривая 2 – для низко- и среднелегированных перлитных сталей; кривая 4 – для хромистых нержавеющей (мартенситных, мартенсито-ферритных и др.) сталей. Хотя формы кривых 1 и 2 отличаются, общей является для них тенденция существенного снижения λ с ростом θ . Для высоколегированных сталей, напротив, имеет место возрастание теплопроводности с ростом температуры (кривые 3 и 4) – более интенсивное для аустенитной стали 12X18H10T.

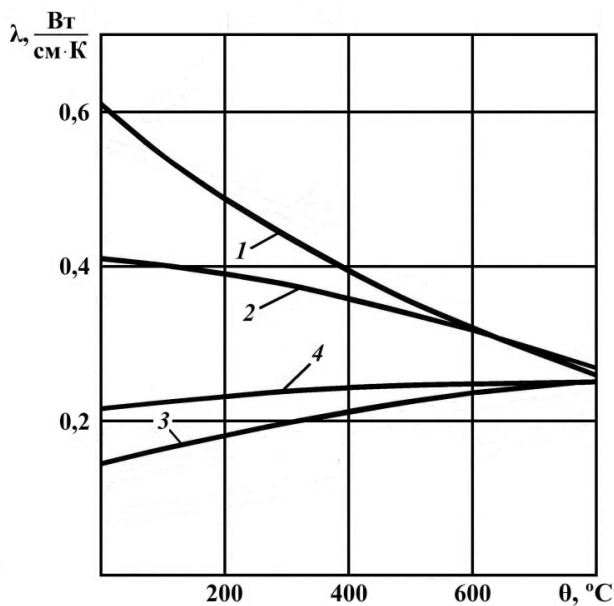


Рис. 1. Зависимости теплопроводности λ от температуры θ для различных групп обрабатываемых материалов:

- 1 – сталь 45 ([4]); 2 – низко- и среднелегированные стали ([5]); 3 – аустенитная сталь 12X18H10T ([4]); 4 – хромистые нержавеющие стали ([5])

Эксперименты проводились при продольном течении инструментом из твердых сплавов ВК6 и ТТ20К9. Опыты (определение основных характеристик процесса резания, изучение микрошлифов корней стружек, стойкостные испытания) были выполнены со скоростями резания $v = 0,25 \dots 3,5$ м/с при подаче $S = 0,3$ мм/об и глубине резания $t = 1,5$ мм с использованием методов планирования эксперимента [6, 7]. Основные геометрические характеристики резцов: $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 10^\circ$, $\phi = 45^\circ$. Таким образом, использовались те же параметры (S , t , γ , α и ϕ), что и в большинстве работ Н. В. Талантова ([1, 3] и др.) по резанию перлитных сталей (сталь 45, 25ХГТ и др.), результаты которых были взяты для сравнения (задействованный в этих работах твердый сплав ВК8 практически не отличается от ВК6 по теплопроводности, а следовательно, по влиянию на контактные процессы).

На рис. 2 представлены зависимости усадки стружки ξ от скорости резания v при обработке сталей, относящихся к различным классам: 1 – сталь 45 (углеродистая перлитного класса); 2 – сталь 25ХГТ (легированная перлитного класса); 3 – 12Х18Н10Т (аустенитная); 4 – 14Х17Н2 (мартенсито-ферритная).

Как видно из рис. 2, на зависимостях $\xi(v)$ для перлитных сталей (кривые 1 и 2) с ростом v переход от нароста к пластическому течению

контактирующих с передней поверхностью слоев обрабатываемого материала сопровождается скачкообразным (показанным на рис. 2 штриховыми линиями) возрастанием усадки ξ в узком диапазоне скоростей с существованием в этом диапазоне специфического неустойчивого взаимодействия – пульсирующей контактной зоны (верхняя часть заторможенной зоны периодически с частотой несколько герц, срывается и уносится со стружкой) [1]. Переход к пластическому течению сразу же сопровождается возникновением (на некотором расстоянии от режущей кромки) вязкого течения обрабатываемого материала с формированием на передней поверхности лунки. В итоге возникает вид взаимодействия, названный пластическим и вязким контактом [1]. При нем объемы металла по мере перемещения вдоль передней поверхности последовательно проходят стадии преобладания деформационного упрочнения, температурного разупрочнения и вязкого течения в тончайшем слое (что и является причиной износа на участке лунки) [1].

Такой тип перехода от нароста к пластическому течению объясняется присущим перлитным сталям характером зависимости $\lambda(\theta)$ – падением теплопроводности при росте θ (см. графики 1 и 2, рис. 1): повышение температуры в зоне контактных деформаций приводит к снижению интенсивности отвода тепла из нее в обрабатываемый материал, а следовательно, к еще большему росту θ . Налицо *положительная* обратная связь по температуре. Это и обуславливает скачкообразный характер перехода от наростообразования к пластическому (и сразу к пластическому и вязкому) контакту на передней поверхности и соответствующее резкое возрастание всех

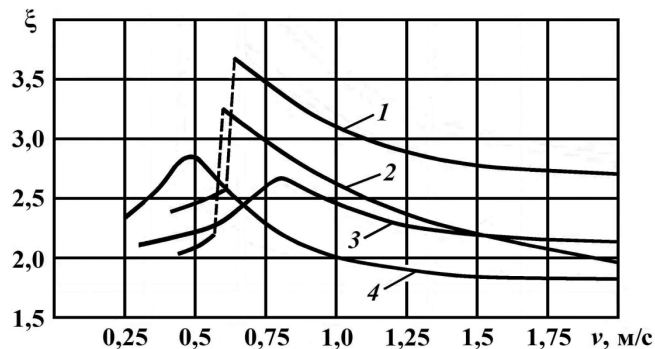


Рис. 2. Зависимости $\xi(v)$ при тчении вольфрамокобальтовым инструментом сталей 45 (1), 25ХГТ (2), 12Х18Н10Т (3), 14Х17Н2 (4)

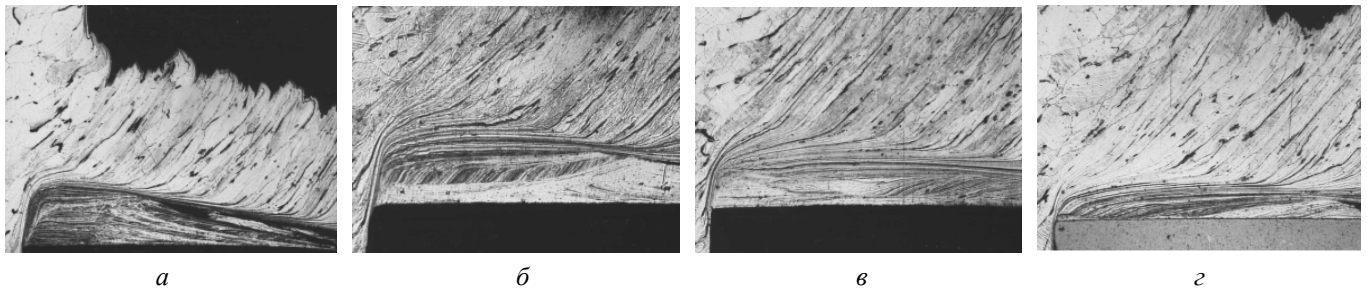


Рис. 3. Трансформация нароста и переход к взаимодействию с застойной зоной с ростом скорости резания при резании стали 12Х18Н10Т резцами из ВК6 (микрошлифы корней стружек):
 $a - v = 0,3 \text{ м/с} (\times 100)$; $b - v = 0,35 \text{ м/с} (\times 156)$; $v - v = 0,375 \text{ м/с} (\times 156)$; $z - v = 0,5 \text{ м/с} (\times 156)$

характеристик процесса резания (сил, усадки ξ , термоЭДС).

Для аустенитной стали 12Х18Н10Т зависимость $\lambda(\theta)$ имеет противоположный характер (см. график 3, рис. 1) – с ростом θ теплопроводность увеличивается (как и для мартенсито-ферритной стали; хотя в этом случае λ возрастает менее интенсивно, см. график 4, рис. 1). Это обуславливает наличие отрицательной обратной связи по температуре, т. е. интенсификацию стока теплоты в обрабатываемый материал при повышении θ в зоне контактных деформаций. На передней поверхности по мере деформирования и перемещения контактных объемов стали в направлении от режущей кромки эти объемы нагреваются сами и нагревают соседние объемы стружки. В результате сток тепла в более нагретую (а значит, более теплопроводную) стружку увеличивается. Рост температуры замедляется, процесс температурного разупрочнения металла затрудняется, и на некотором удалении от режущей кромки температурное разупрочнение может вновь смениться преобладанием деформационного упрочнения. Это явление, названное вторичным упрочнением контактных слоев [2], существенно изменяет картину смены видов взаимодействия на передней поверхности с ростом v . При резании сталей 12Х18Н10Т и 14Х17Н2 переход от наростообразования к пластическому течению осуществляется постепенно, в гораздо более широком интервале скоростей v , с плавным изменением характеристик процесса резания (для усадки стружки – см. кривые 3 и 4, рис. 2).

Стадии перехода от нароста к взаимодействию с пластическим контактом по мере роста скорости резания при обработке стали 12Х18Н10Т представлены на микрошлифах корней стружек (рис. 3).

Указанный переход осуществляется следующим образом. По мере роста скорости резания, тепловыделения и температуры в зоне активных деформаций с уменьшением высоты нароста увеличивается длина его контакта со стружкой, увеличивается и объем участвующего в температурно-деформационном процессе металла (рис. 3, *a* и *b*). В области максимального тепловыделения это приводит к активизации температурного разупрочнения и переходу металла из неподвижного в пластичное состояние (рис. 3, *b*). В результате нарост разделяется на две части, сохраняясь в районе режущей кромки инструмента и в конце контакта (рис. 3, *v*). При дальнейшем повышении скорости пластичная зона расширяется и нарост трансформируется в другой вид взаимодействия – застойную зону со смещенным наростом (рис. 3, *z*, см. также [2]). Остаточный микронарост у режущей кромки не оказывает существенного влияния на процесс резания. Поэтому основной отличительный признак описываемого вида взаимодействия – наличие удаленного от режущей кромки (смещенного) нароста, являющегося результатом вторичного упрочнения контактных слоев и тормозящего течение обрабатываемого материала в большей по размерам пластичной части зоны (на наличие здесь пластического течения указывает меньшая, чем у смещенного нароста, величина микротвердости контактного слоя металла). Такое взаимодействие относительно устойчиво (в отличие от пульсирующей зоны при резании перлитных сталей), срывы и унос со стружкой части смещенного нароста происходят редко и нерегулярно.

Явление вторичного упрочнения контактных слоев зафиксировано и при обработке мартенсито-ферритной стали, для которой характер зависимости $\lambda(\theta)$ принципиально такой



же, как у аустенитных сталей. Представленная на рис. 4 картина контактного взаимодействия при резании стали 14X17H2 весьма похожа на застойную зону со смещенным наростом (см. рис. 3, з), если не идентична ей.

С дальнейшим увеличением скорости резания высота смещенного нароста постепенно уменьшается вплоть до его исчезновения. При установлении пластического течения на всей передней поверхности (с полным исчезновением застойных явлений в конце контакта) контактное взаимодействие с ростом v развивается следующим образом. Интенсификация отвода теплоты в стружку с увеличением θ препятствует нарастанию температуры по длине контакта, локализации деформации и трансформированию ее в вязкое течение. В результате после исчезновения застойных явлений в широком интервале скоростей имеет место взаимодействие с пластическим контактом без вязкого, что подтверждается *полным* отсутствием лункообразования. Так, после почти двухчасового течения (путь резания 7 км) стали 12X18H10T резцом из ВК6 с $v = 1,0$ м/с (что в 1,3 выше скорости перехода к пластическому контакту) износ передней поверхности не превышал 2...3 мкм. Наличие взаимодействия с пластическим контактом без вязкого подтверждается и снижением измеренной на микрошлифах корней стружек микротвердости контактного слоя практически по всей длине контакта (при появлении вязкого течения величина микротвердости в начале лунки стабилизируется [1]). Отрицательная обратная связь по температуре приводит к тому, что переход от пластического контакта к взаимодействию с пла-

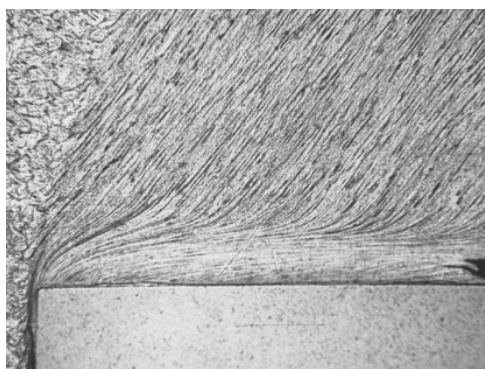


Рис. 4. Контактное взаимодействие с застойной зоной при резании стали 14X17H2 резцом из ВК6 с $v = 0,42$ м/с (микрошлиф корня стружки; $\times 156$)

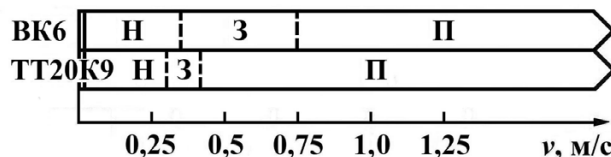


Рис. 5. Скоростные диапазоны существования видов контактного взаимодействия на передних поверхностях резцов из ВК6 и ТТ20К9 при обработке стали 12X18H10T:

Н – нарост; З – застойная зона со смещенным наростом; П – пластический контакт

стическим и вязким контактом также растянут в широком диапазоне скоростей резания, сопровождается рядом аномалий и требует отдельного исследования. Указать скоростную границу этого перехода (определяя ее по интенсивности лункообразования или путем измерения микротвердости контактного слоя) затруднительно. Можно лишь заметить, что при резании стали 12X18H10T инструментом из ВК6 статистически достоверная стабилизация микротвердости контактного слоя металла на участке лунки зафиксирована для $v = 2,0$ м/с, а интенсивность возрастания глубины лунки на 1 км длины пути резания составляла: для $v = 1,5$ м/с 5 мкм/км; для $v = 1,67$ м/с 28 мкм/км; для $v = 2,0$ м/с 83 мкм/км. Естественно, при этих же скоростях v интенсивность формирования лунки на резцах из титаносодержащего твердого сплава ТТ20К9 была намного меньше. Аномальным является то, что *резкий рост* интенсивности увеличения глубины лунки (от 8 до 108 мкм/км) для *менее* теплопроводных резцов из ТТ20К9 наблюдался при гораздо *больших* скоростях – в диапазоне 3,0...3,5 м/с.

Поэтому на представленной схеме скоростных диапазонов существования различных видов взаимодействия на передних поверхностях резцов из ВК6 и ТТ20К9 (рис. 5), имеющих разную теплопроводность, пластический и вязкий контакт не выделен как отдельный вид взаимодействия и включен в пластический контакт. Кроме того, так как определить четкие границы диапазонов затруднительно (переходы происходят плавно и к тому же не одновременно по всей ширине среза: ближе к более теплонагруженной вершине – при несколько меньших v ; см. также [8]), они показаны штриховыми линиями.

Из схемы видно, что для титаносодержащего твердого сплава ТТ20К9 переход к взаимодействию с пластическим контактом осуществля-

ется при гораздо меньших скоростях резания, чем для ВК6: теплопроводность у ТТ20К9 почти вдвое ниже, за счет чего температура передней поверхности с ростом v увеличивается быстрее (в полном соответствии с установленным ранее влиянием [3]). Несколько нелогичным кажется то, что для инструмента с меньшей теплопроводностью (что должно обуславливать большее влияние теплопроводности стали на контактную температуру) ширина скоростного диапазона перехода от нароста к пластическому течению (существования застойной зоны со смещенным наростом) гораздо меньше. Однако это противоречие объяснимо. Предшествующий застойной зоне по шкале скоростей нарост нивелирует разницу интенсивностей стока тепла в инструмент, а следовательно, и разницу в уровнях температур режущего клина для твердых сплавов с разной теплопроводностью. Поэтому начало превращения нароста в застойную зону начинается для ВК6 и ТТ20К9 при близких значениях v . Далее по мере трансформации застойной зоны и приближения областей активной деформации металла (источников тепловыделения) к поверхности инструмента на развитие контактного взаимодействия все больше начинает влиять теплопроводность твердого сплава. В результате, начавшись практически при той же скорости (что и для ВК6), переход к пластическому контакту на передней поверхности резца из ТТ20К9 завершается при значительно меньшей v , чем для ВК6.

Таким образом, контактное взаимодействие при резании сталей во многом определяется характером зависимости теплопроводности обрабатываемого материала от температуры как на передней, так и на задней (см. [2, 8]) поверхностях твердосплавного инструмента. Сформулированное положение позволит дальше продви-

нуться в теоретических исследованиях процесса резания, а следовательно, способствует отысканию путей повышения производительности обработки и стойкости инструмента.

Список литературы

1. *Талантов Н.В.* Физические основы процесса резания, изнашивания и разрушения инструмента. – М.: Машиностроение, 1992. – 240 с.
2. *Липатов А.А.* Влияние характера зависимости теплопроводности обрабатываемого материала от температуры на закономерности контактного взаимодействия и тип стружкообразования // СТИН. – 2006. – № 8. – С. 37–40.
3. *Талантов Н.В.* Физические основы процесса резания // Физические процессы при резании металлов: сб. науч. трудов. – Волгоград: Изд. ВПИ. – 1984. – 179 с.
4. *Липатов А.А., Чигиринский Ю.Л.* Расчет температуры на режущих поверхностях инструмента с учетом зависимости теплопроводности обрабатываемого материала от температуры // СТИН. – 2012. – № 7. – С. 28–30.
5. *Резников А.Н.* Теплофизика процессов механической обработки материалов. – М.: Машиностроение, 1981. – 279 с.
6. *Яцерицын П.И., Махаринский Е.И.* Планирование эксперимента в машиностроении. – Минск: Высшая школа, 1985. – 286 с.
7. *Смольников Н.Я., Скребнев Г.Г., Григорова О.Л.* Натурные исследования геометрических параметров переходных кривых // Изв. Волгоград. гос. техн. ун-та: межвуз. сб. науч. ст. (Серия Прогрессивные технологии в машиностроении. Вып. 3). – Волгоград. – 2007. – № 4 (30). – С. 88–90.
8. *Липатов А.А., Чигиринский Ю.Л., Кормилицин С.И.* Температурно-силовые характеристики контактного взаимодействия на площадке износа задней поверхности инструмента при точении аустенитной стали // Обработка металлов. – 2012. – № 2. – С. 38–42.

Peculiarities of contact interaction with machining high-alloy steels

A. A. Lipatov

Considered the results of the research of the contact interaction in the machining of high-alloyed steels – austenitic and martensitic-ferritic. Revealed significant differences in the patterns of the contact interaction on the front surface of cutting tools for high-alloy steels in comparison with the pearlitic steels. It is shown that the identified differences are associated with different character of the dependence of thermal conductivity on temperature for these groups of materials.

Key words: turning, front surface, austenitic steel, martensitic-ferritic steel, the contact interaction, thermal conductivity, temperature dependence.

РЕМОНТНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ БЛОК ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ КАЧЕСТВА МОНТАЖА КРУПНОТОННАЖНЫХ УЗЛОВ ГОРНЫХ МАШИН

Б.И. КОГАН, доктор техн. наук,
профессор, академик РАЕН,
(КузГТУ, г. Кемерово)
М.Ю. ДРЫГИН, канд. техн. наук,
тех. директор ООО «Умная Механика»
(г. Кемерово)

Статья поступила 25 октября 2012 года

650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28,
Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева
e-mail: tms@kuzstu.ru

Рассмотрена методология и механизация компоновки крупнотоннажных узлов с обеспечением регламентированных координат их функциональных элементов.

Ключевые слова: крупнотоннажный узел, соосное расположение, смещение, технологический ремонтный блок.

Монтаж крупнотоннажных узлов горной техники является весьма трудоемким процессом, а качество монтажа таких узлов в значительной мере предопределяет надежность комплексов. Например, генераторная группа экскаватора ЭКГ-12.5 состоит из приводного сетевого двигателя массой 7,8 т, генератора поворота, генератора напора и генератора подъема массой 6,2 т каждый. Это четырехмашинный агрегат, преобразующий переменный ток в постоянный. Особенностью генераторной группы является соосное расположение трех генераторов и приводного двигателя, соединенных через муфты с амортизирующими элементами (рис. 1).

Техническими условиями на монтаж предусмотрено обеспечение соосности по сдвигу и перекосу агрегатов в пределах 0,2 мм. Несоблюдением рекомендуемых параметров монтажа нарушается геометрия работы соединительных муфт (рис. 2), что приводит к появлению радиальных и осевых сил, действующих на подшипники сочлененных генераторов.

Несоосность агрегатов влечет за собой:

- возросшую вибрацию;
- увеличение потери энергии;
- возросшие нагрузки на подшипники;

• негативное воздействие на щеточный аппарат.

По наиболее скромным оценкам, проведенным за последние десять лет в различных отраслях промышленности, можно сказать, что 50 % всех выходов из строя машинного оборудования напрямую связано с низким качеством монтажа – расцентровкой, так как более 90 % электрических машин на экскаваторах работают за пределами рекомендованных допусков по центровке. Одной из главных причин вибрации является низкое качество монтажа машин: несоосность,

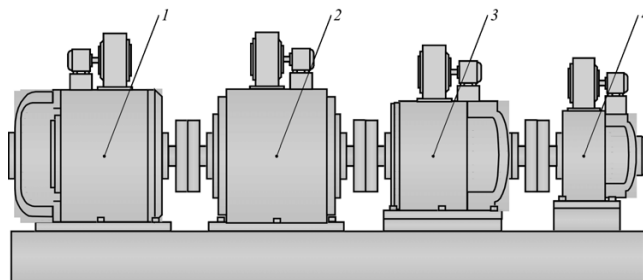


Рис. 1. Схема генераторной группы экскаватора ЭКГ-12.5:

1 – генератор подъема; 2 – сетевой двигатель;
3 – генератор поворота; 4 – генератор напора

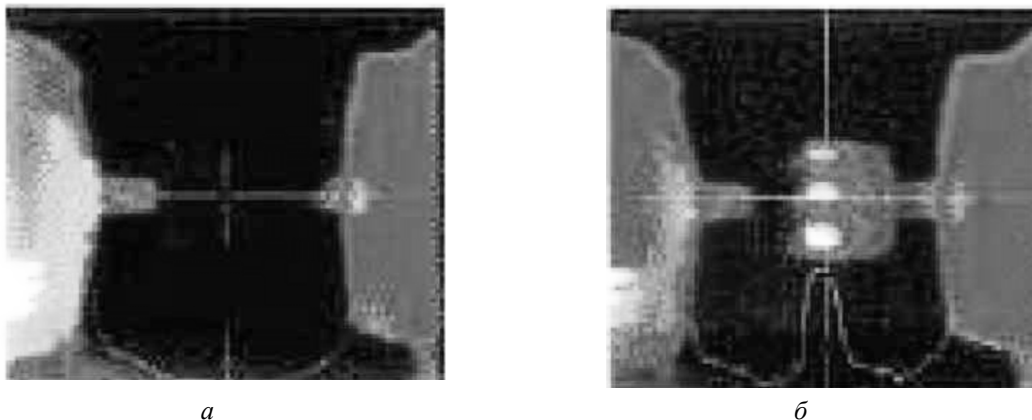


Рис. 2. Термограммы соединительных муфт:
 а – с правильной центровкой; б – центровка нарушена

малая жесткость опор. Так, внутренние силы машины раскачивают агрегат и могут привести к разрушению подшипников и ослаблению креплений. Исследования показывают, что более 70 % причин выхода из строя электрических машин относятся к механическим неисправностям, вызванным несоосностью, и проблемам, связанным с нею, такими, как «мягкая лапа», трещины в подшипниках и т. д. По данным компании «Балтех»¹, правильная центровка механизмов может снизить потребление энергии двигателем в среднем до 15 %. Для сетевого двигателя экскаватора ЭКГ-12,5 мощностью 1000 кВт экономия 1 % электроэнергии даст годовой экономический эффект более 100 тыс. руб.²

Несоосность вызывает повышенные динамические нагрузки на элементы машин, сокращая их срок службы, проявляясь увеличением трения подшипников, износом коллектора и разрушением изоляции токоведущих частей. Так, устранение несоосности без применения специальных приборов и обученного опытного персонала практически невозможно – как правило, данный дефект во время ремонта не устраняется, а иногда и усугубляется, приводя к разрушению новых либо только что отремонтированных механизмов. Из-за плавнотекущего дефекта «несоосность» ремонты, возникшие по данной причине, воспринимаются как плановые вследствие текущего износа, в то

время как механизм отработал в лучшем случае 50 % своего заявленного ресурса.

Несоосность вызывает излишние силы, сокращающие срок службы подшипников:

- несоосность действует по экспоненциальной зависимости, снижая срок службы подшипников;
- срок службы роликовых подшипников сокращается по кубической зависимости от возрастающего усилия;
- 20 %-е увеличение нагрузки на подшипник снизит срок его службы на 50 %, а удвоение нагрузки сократит срок службы подшипника до 8 % от нормативного.

Динамические силы и трение, вызванные несоосностью, будут влиять на срок службы муфты. В соединительных муфтах с упругими элементами горка пыли – обычное явление, а при более жестких упругих элементах – их деформация с последующим разрушением. Другим видимым признаком несоосности является то, что муфта несоосного агрегата имеет значительно более высокую температуру.

При монтаже генераторной группы возникают проблемы, связанные с необходимостью смонтировать весь агрегат с соблюдением допусков по перекосам осей и соосности. Регулирование этих параметров в вертикальной плоскости наименее сложно, хотя не лишено некоторых особенностей – не рекомендуется установка более пяти регулировочных прокладок под каждую лапу. При установке регулировочных прокладок может возникнуть такой эффект, как «мягкая лапа», т. е. зазор под лапой, вследствие чего может происходить раскачивание машины на двух лапах, что, в свою очередь,

¹ <http://www.baltech.ru/catalog.php?catalog=129>

² 1 % от 1000 кВт – 10 кВт. При стоимости 1 кВт/ч 2 руб. экономический эффект в час составит 20 руб. (10 кВт 1 ч. 2 руб.). Усредненный показатель «Время в работе» по календарному фонду – 6400 ч. Экономический эффект за год (6400 × 20) = 128 тыс. руб.

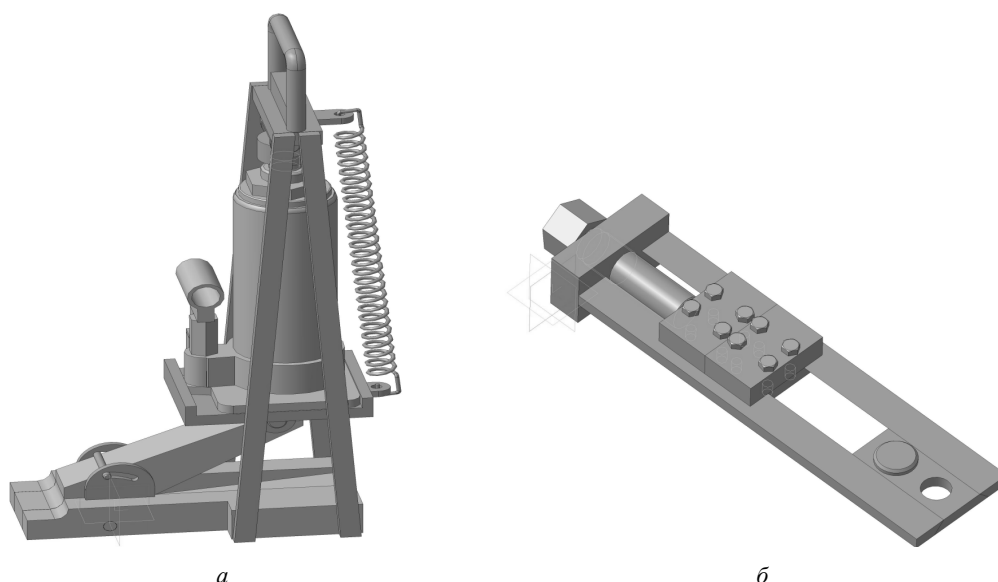


Рис. 3. Приспособления для перемещения машин преобразовательного агрегата:
а – приспособление для подъема; *б* – приспособление для сдвига

может привести к появлению резонанса и моментальному выходу из строя всей генераторной группы. Регулирование перекоса и соосности осей в горизонтальной плоскости – задача наиболее сложная, так как заводом-изготовителем не предусмотрены устройства для регулировки (перемещения) тяжелых агрегатов. Для перемещения электрических машин преобразовательных агрегатов экскаваторов в процессе центровки были разработаны приспособления (рис. 3), позволяющие с высокой точностью проводить перемещения монтируемых элементов массой до 10 т в вертикальной (рис. 3, *а*) и горизонтальной (рис. 3, *б*) плоскостях. Контроль перемещения и выверка осуществляются при помощи лазерного центровщика OPTALIGN+ с точностью до 0,01 мм (рис. 4).

Но даже применение таких дорогих и высокоточных приборов, каким является лазерный центровщик, не всегда дает желаемый результат. Основной проблемой при выверке четырехмашинного преобразовательного агрегата является проблема нахождения собственной оси станины (основания) агрегата и первоначальная установка одной электрической машин с совпадением ее собственной оси и оси основания в вертикальных и горизонтальных проекциях. Ошибка в 0,3...0,5 мм при установке такой «базовой» машины может превратиться в смещение 5...10 мм на последней из центрируемых машин, что недопу-

стимо, так как последний агрегат может просто «уйти в основание» в вертикальной плоскости или произойдет несовпадение крепежных отверстий в лапах машины и рамы в горизонтальной плоскости. Одна из наиболее частых ошибок – когда персонал, центрируя агрегат, сталкивается с такими проблемами, как резка рамы основания или вырезания более больших отверстий под болты в лапах электрической машины, что недопустимо. Для исключения таких ошибок, увеличения надежности выверки агрегата в целом и получения возможности нахождения собственной оси основания (рамы) в двух плоскостях была разработана программа «Центровка».

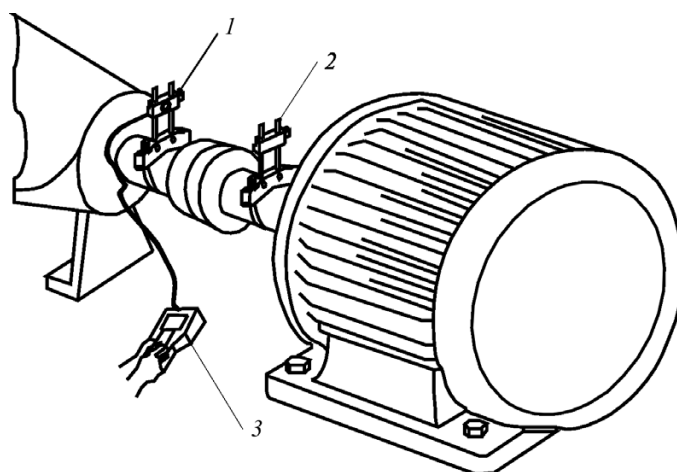


Рис. 4. Схема определения несоосности агрегатов при помощи лазерного центровщика OPTALIGN+ :
 1 – излучатель; 2 – зеркало; 3 – расчетный блок

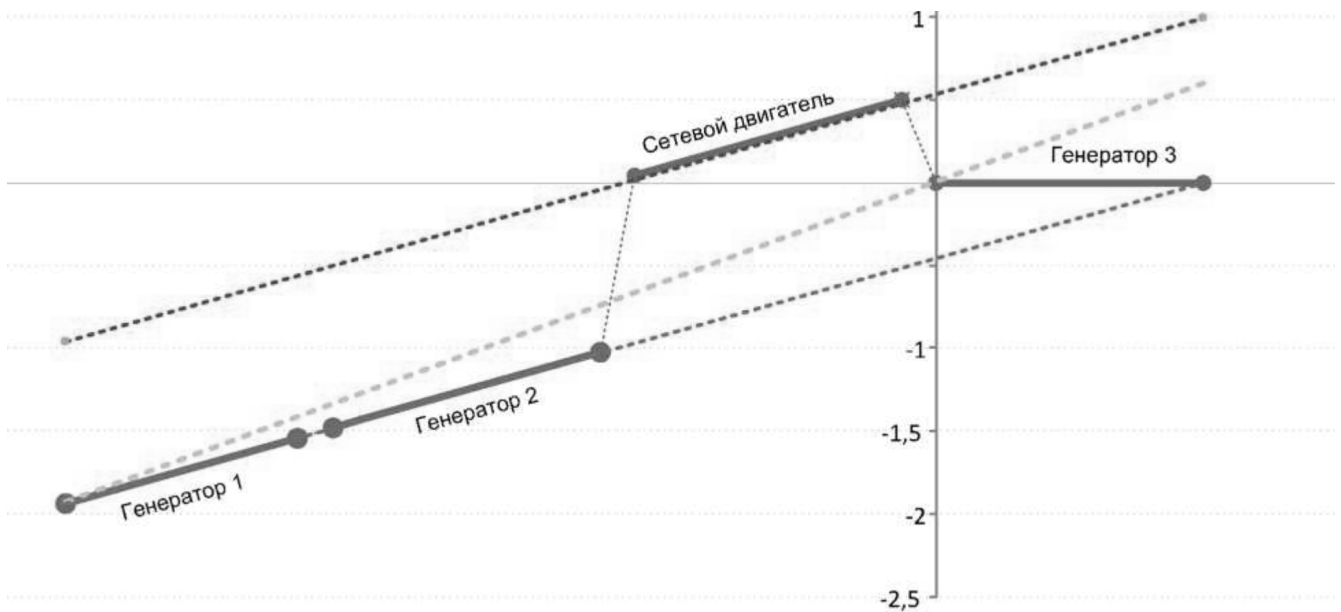


Рис. 5. Расчетная схема для поиска оси основания агрегата по данным, полученным с лазерного центровщика

На рис. 5 представлен образец расчетной схемы монтажа в горизонтальной плоскости преобразовательного четырехмашинного агрегата. Пунктирными линиями показаны оси машин (генератор 1, 2), сетевой двигатель, ось, являющаяся реальной осью рамы (основания) преобразовательного агрегата, впоследствии на которую необходимо переместить выверяемые машины.

Список литературы

1. Коган Б.И. Технологическое обеспечение качества горных машин и инструментов. – Кемерово: Кузбассвуиздат, 1996. – 259 с.
2. Коган Б.И., Шиколович М.А., Березинский М.А. Новые принципы технологического обеспечения качества монтажа машин // Вестник КузГТУ. – 2006. – № 3. – С. 72–75.

The repair and technological unit for support of mounting of large-capacity assemblies of mountain machines

B.I. Kogan, M.Yu. Drygin

The methodology and mechanization of configuration of large-capacity assemblies with support of the regulated coordinates of their functional elements is considered.

Key words: large-capacity assemblies, axial layout, displacement, technological repair unit.



ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ НА ФОРМИРОВАНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ УПРОЧНЯЮЩЕ-ЧИСТОВОЙ ОБРАБОТКЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

*А.И. БЕЗНЕДЕЛЬНЫЙ, канд. техн. наук, доцент
В.Б. АСАНОВ, канд. техн. наук, доцент
В.П. ГИЛЕТА, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 29 октября 2012 года

Безнедельный А.И. – 630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: tms-ngtu@mail.ru

Рассмотрены вопросы влияния предшествующих обработок на формирование качества поверхностного слоя деталей из закаленных сталей при их поверхностно-пластическом деформировании с наложением на инструмент ультразвуковых колебаний.

Ключевые слова: качество поверхностного слоя, шлифование, ультразвуковая обработка, шероховатость поверхности, микротвердость, остаточные напряжения.

Рядом авторов установлено [1,2], что на формирование качества поверхности при механических обработках влияет качество поверхности, полученное на предшествующих операциях. Особенно это касается финишных операций, формирующих конечное качество поверхности. Одной из разновидностей финишных обработок является поверхностное пластическое деформирование (ППД), где особое место занимает ППД с наложением на инструмент ультразвуковых колебаний (УЗО) [3,4]. Влияние предшествующих обработок на формирование качества поверхностного слоя при ППД, в том числе УЗО, в настоящее время недостаточно изучено, что сказывается на выборе режимов и оптимизации процесса УЗО. Особенно это касается обработок закаленных сталей.

Цель настоящей работы – установление влияния предшествующей обработки (технологической наследственности) шлифования на формирование качества поверхностного слоя при УЗО.

Для исследования была выбрана легированная сталь, широко используемая в подшипниковой и других отраслях промышленности. При

шлифовании ШХ15 состояние поверхностного слоя существенно определяется его режимами. В частности, возможно получение физико-механического состояния поверхностного слоя от слоя со структурой вторичной закалки до слоя с наклепом. При вторичной закалке преобладают тепловые факторы процесса шлифования, а при наклепе – силовые.

В связи с этим были выбраны три режима шлифования в целях последующего исследования их влияния на обработку УЗО. Для первого режима характерно преобладание теплового фактора, обеспечивающего получение образцов со структурой вторичной закалки и низкого отпуска. Для второго режима характерно преобладание силового фактора и получение образцов с наклепом. Третий режим является промежуточным между первым и вторым и обеспечивает понижение твердости в поверхностном слое. Для образцов, обработанных шлифованием в соответствии с тремя режимами, условно разделенных на предварительный, чистовой и тонкий, были исследованы микротвердость, остаточные напряжения первого рода и их распределения по глубине, а также шероховатость

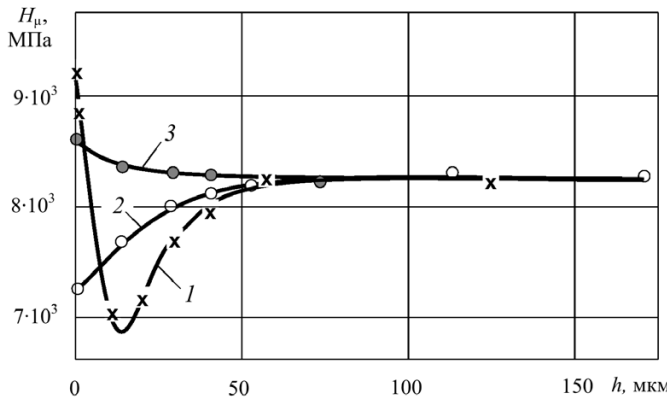


Рис. 1. Распределение микротвердости H_{μ} по глубине h : 1 – шлифование предварительное; 2 – шлифование чистовое; 3 – шлифование тонкое

поверхности. Числовые значения шероховатости поверхности (ШП) приведены в табл. 1. Зависимость изменения микротвердости представлена на рис. 1, остаточных напряжений первого рода – на рис. 2.

Из графиков распределения микротвердости по глубине (см. рис. 1) видно, что значения микротвердости и их характер распределения разные для различных режимов шлифования. При чистовом шлифовании минимальная микротвердость наблюдается на поверхности, а при тонком шлифовании – максимальная, и она по абсолютной величине несколько меньше, чем при предварительном шлифовании. Такие характеры изменения H_{μ} хорошо согласуются с данными [1]

Таблица 1

Характеристики поверхностного слоя после шлифования

Вид обработки	Шероховатость R_a , мкм	Радиус выступов $r_{в}$, мкм	Радиус впадин $r_{вп}$, мкм	Микротвердость H_{μ} , МПа	Остаточные напряжения $\sigma_{остр}$, МПа	Остаточный аустенит A , %
Шлифование черновое	0,50	20	17	8900	+760	31
Шлифование чистовое	0,22	23	10	7600	+398	17
Шлифование тонкое	0,08	35	8	8600	-264	14

и объясняются следующим образом. При предварительном шлифовании имеется зона вторичной закалки, ниже которой расположена зона отпуска (см. впадину кривой 1, рис. 1). При чистовом шлифовании температуры недостаточны для вторичной закалки, и поверхностный слой формируется с пониженной твердостью (рис. 1, кривая 2). Тонкое шлифование с преобладанием силового фактора дает незначительное повышение микротвердости (рис. 1, кривая 3).

Из графиков распределения остаточных напряжений первого рода после шлифования, представленных на рис. 2, видно, что числовые значения и характер распределения напряжений для различных режимов шлифования не одинаков и зависит от режимов шлифования. При предварительном и чистовом шлифовании возникают остаточные напряжения с максимумом на поверхности. При тонком шлифовании на поверхности формируются незначительные напряжения сжатия (рис. 2, кривая 3).

Шлифованные образцы в дальнейшем подвергались УЗО на фиксированном режиме: статическая нагрузка $F_{ст} = 300$ Н; скорость $V = 50$ м/мин; подача $S = 0,07$ мм/об; частота ультразвуковых колебаний $f = 18$ кГц; радиус инструмента $r = 5$ мм. Обработка УЗО производилась, как и шлифование, по бесцентровой схеме.

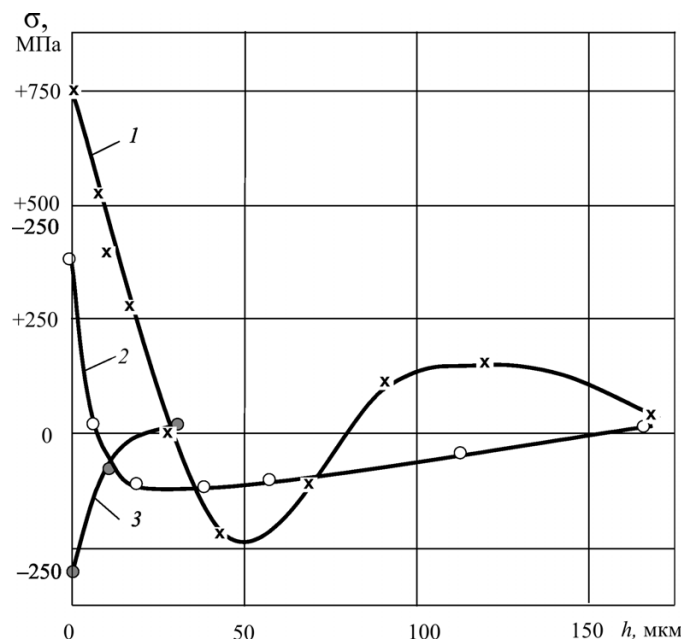


Рис. 2. Распределение остаточных напряжений первого рода σ по глубине h после шлифования: 1 – шлифование предварительное; 2 – шлифование чистовое; 3 – шлифование тонкое



Таблица 2

Характеристики поверхностного слоя после шлифования +УЗО

Вид обработки	Шероховатость Ra , мкм	Радиус выступов r_b , мкм	Радиус впадин $r_{вп}$, мкм	Микротвердость H_{μ} , МПа	Приrost микротвердости H_{μ} , МПа	Остаточные напряжения $\sigma_{ост}$, МПа	Остаточный аустенит A , %
Шлифование предварительное + УЗО	0,12	180	40	9800	900	-627	8
Шлифование чистовое + УЗО	0,08	200	19	10000	2400	-620	8
Шлифование тонкое + УЗО	0,05	240	17	10500	1900	-638	8

Результаты измерений ШП, микротвердости, остаточных напряжений после шлифования +УЗО представлены в табл. 2, а распределение микротвердости и остаточных напряжений по глубине представлены на рис. 3 и 4.

Анализируя полученные данные, можно констатировать:

- Ra образцов после УЗО снижается до значений 0,12; 0,08; 0,05 мкм соответственно после предварительного, чистового и тонкого шлифования.

- После УЗО на всех образцах наблюдается повышение микротвердости H_{μ} по глубине до 0,2 мм, однако характер распределения микротвердости зависит от предварительной обработки (шлифования). После предварительного шлифования кривая распределения микротвердости существенно отличается от кривых 2, 3 (рис. 3), соответствующих шлифованию чистовому +УЗО

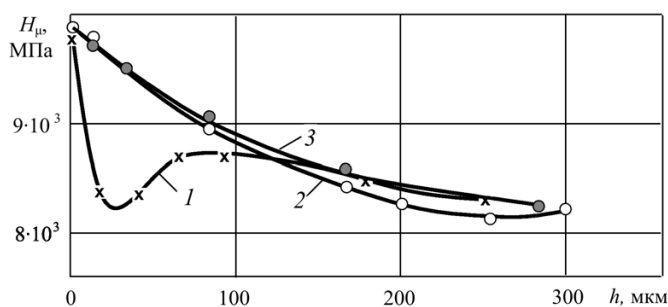


Рис. 3. Распределение микротвердости H_{μ} по глубине h после шлифования +УЗО:

1 – шлифование предварительное +УЗО; 2 – шлифование чистовое +УЗО; 3 – шлифование тонкое +УЗО

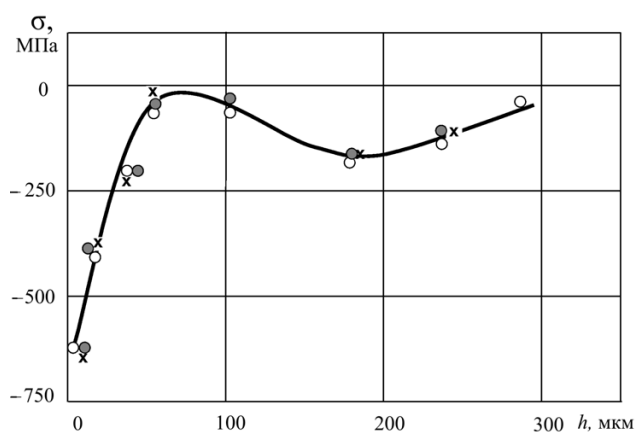


Рис. 4. Распределение остаточных напряжений первого рода σ по глубине h после шлифования +УЗО:

x – шлифование предварительное+УЗО; o – шлифование чистовое +УЗО; • – шлифование тонкое +УЗО

и тонкому +УЗО. При УЗО после чистового и тонкого шлифования происходит равномерное понижение микротвердости от поверхности в глубь металла. После предварительного шлифования в зоне отпуска сохраняется пониженная микротвердость. Наибольшее изменение H_{μ} наблюдается при УЗО после предварительного шлифования.

- При УЗО у всех образцов образуются остаточные напряжения сжатия независимо от величины исходных напряжений предшествующей обработки (шлифования), и характер распределения остаточных напряжений по глубине практически одинаков.

Анализ результатов исследований

Сравнивая результаты изменения шероховатости поверхности образцов после УЗО с предварительным, чистовым и тонким шлифованием, следует отметить, что наблюдается влияние исходной ШП на конечную.

Наблюдаемая связь исходных и конечных параметров Ra близка к линейной и при статистической обработке описывается уравнением, адекватным экспериментальным данным:

$$y = 0,035 + 0,127x,$$

что подтверждает существование наследственной связи.

Проверка адекватности производилась по критерию Фишера F , ($F_p < F_T$) при расчетном $F_p = 0,5$ и табличном значении $F_T = 19,37$ при 5 %-м уровне значимости.

Анализируя кривые распределения H_{μ} после шлифования и УЗО, видно, что УЗО не изменяет характера распределения микротвердости после предварительного и тонкого шлифования. УЗО после чистового шлифования изменяет характер распределения H_{μ} по глубине, причем значения H_{μ} приближаются к значениям H_{μ} , полученным после тонкого шлифования.

Таким образом, по параметру микротвердости наблюдается наследственная связь при определенных режимах обработки шлифованием, в частности, при подготовке поверхности под УЗО предварительным и тонким шлифованием.

Выводы

1. Исследованиями установлено, что шероховатость поверхности, формируемая ультразвуковым инструментом, зависит от исходной шероховатости, полученной шлифованием. Явление наследования проявляется в явном виде. Характер наследования по параметру Ra носит линейный характер, описываемый уравнением

$$y = 0,035 + 0,127x.$$

2. По микротвердости наблюдается наследственность после предварительного и тонкого

шлифования. После чистового шлифования наличие отпущенного слоя (см. кривую) оказывает сложное влияние на изменение микротвердости после УЗО (кривая 2, рис. 3).

3. Технологическая наследственность по остаточным напряжениям первого рода не наблюдается.

Список литературы

1. Ящерицын П.И., Зайцев А.Г., Барботько А.И. Тонкие доводочные процессы обработки деталей машин и приборов. – Минск: Наука и техника, 1972. – 326 с.
2. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение, 2007. – 400 с.
3. Муханов И.И. Импульсная упрочняюще-чистовая обработка деталей машин ультразвуковым инструментом. – М.: Машиностроение, 1978. – 44 с.
4. Гилета В.П., Асанов В.Б., Безнедельный А.И. Технологические возможности поверхностного пластического деформирования с использованием ультразвуковых колебаний // Труды междунар. науч.-практ. конф. «Инженерия поверхностного слоя деталей машин». – Кемерово, 2009. – С. 75–79.

Technological inheritance influence on surface layer forming in condition of ultrasonic plastic deformation of hardened steels

A.I. Beznedelnyy, V.B. Asanov, V.P. Gileta

Problems of previous treatment influence on surface quality of machine parts made of hardened steels are observed in conditions of surface plastic deformation with ultrasonic oscillation superposition on instrument.

Key words: surface quality, grinding, ultrasonic plastic deformation, surface roughness, microhardness, residual stresses.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ БЕСКАРКАСНЫХ АРОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ

*В.Г. АТАПИН, доктор техн. наук, профессор
В.Ю. СКИБА, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 1 октября 2012 года

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

Рассматривается сравнительный анализ арочных конструкций, выполненных с использованием плоского и гофрированного стального профиля. Численное моделирование напряженного и деформированного состояния профилей показало, что гофрированный стальной профиль обладает лучшими эксплуатационными характеристиками по сравнению с плоским профилем.

Ключевые слова: математическое моделирование, арочная конструкция, напряженное и деформированное состояние.

Введение

В последнее время при возведении промышленных зданий используются конструкции из гнутых профилей, изготовленных холодной прокаткой из рулонной оцинкованной стали толщиной до 3 мм. Достаточно широкое применение в России нашла разработанная в США уникальная технология изготовления и монтажа бескаркасных арочных зданий из стальных гнутых профилей. В соответствии с этой технологией холодногнутые профили, выполняющие несущие и ограждающие функции бескаркасного покрытия, изготавливаются из рулонной оцинкованной стали толщиной 0,8...1,2 мм непосредственно на строительной площадке, используя два передвижных профилегибочных агрегата [1]. Один из них формирует прямолинейный профиль корытообразного сечения высотой 300 и шириной полка 110 мм, другой – вальцует этот профиль по заданному радиусу (не менее 2 м) с образованием волнистых поперечных гофров на стенке и полках. Профили соединяют между собой вдоль продольных краев без метизов крепления, используя фальцегибочную машинку. Узлы крепления арочного покрытия к фундаменту, расположенному вдоль его продольных краев, соответствуют жесткому закреплению. Прочностная

надежность и эффективность такой конструкции зависит от того, насколько точно в расчете учтены особенности ее работы, связанные с назначением расчетных нагрузок, тонкостенностью профиля, начальной волнистостью поверхности их граней, жесткостью фальцевых соединений и др. К основным факторам, сдерживающим расширение области применения этих конструкций, относят, в частности, недостаточную экспериментально-теоретическую базу данных о работе новых конструкций из гнутых профилей при статических и динамических нагрузках.

В настоящей работе приводится сравнительный анализ арочных конструкций с использованием плоского и гофрированного профиля по результатам математического моделирования и натурального эксперимента.

Математическое и натурное моделирование

3D-модели фрагментов и конструкции в целом подготовлены посредством систем *SolidWorks* и *PowerShape* [2, 3]. Использование второй CAD-системы обусловлено необходимостью детальной прорисовки стыковых поверхностей зоны «стенка-полка», имеющих достаточно сложную геометрию (рис. 1). В процессе про-

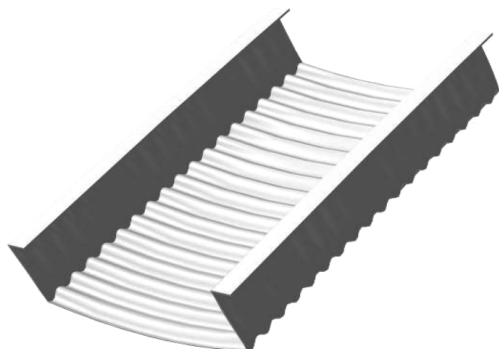


Рис. 1. Реальный фрагмент гофрированного профиля

ектирования моделей использовалась комбинация графических объектов: зоны стенок и полок представлялись в виде поверхностей, а зоны фальцевых соединений и фундамент моделировали твердыми телами. Расчет напряженного и деформированного состояния объектов осуществлялся в программном комплексе *ANSYS* [4]. При подготовке конечно-элементной модели применялась регулярная сетка с использованием следующих типов конечных элементов: *Link167*, *Shell163*, *Solid 164* и *Conta173* [5, 6].

На начальном этапе была произведена сравнительная оценка работоспособности гофрированного и плоского профиля элементов арки. На рис. 2 представлены расчетные схемы фрагментов для плоского и гофрированного профиля.

В результате проведенного сравнительного анализа поведения гофрированного и плоского профилей были получены следующие результаты.

1. В условиях нагрузочной схемы, представленной на рис. 2, *a*, максимальный уровень эквивалентных (по *Мизесу*) напряжений составлял 346,62 МПа (рис. 3, *a*), максимальная деформация равна 5,66 мм (рис. 3, *б*). В рассматриваемом варианте коэффициент запаса прочности профиля достигал значения 0,72.

2. При нагружении гофрированного профиля (рис. 4) (высота волны – 10 мм, длина волны – 30 мм), уровень напряжений достиг значений 24,33 МПа (рис. 4, *a*), максимальная деформация равна 0,17 мм (рис. 4, *б*). Минимальное значение коэффициента запаса прочности равно 10,28.

В результате проведенного численного исследования зафиксировано, что гофрированный профиль способствует равномерному распределению нагрузки по всем его поверхностям (см. рис. 4), вследствие чего фактически становится возможным увеличить в 10–14 раз

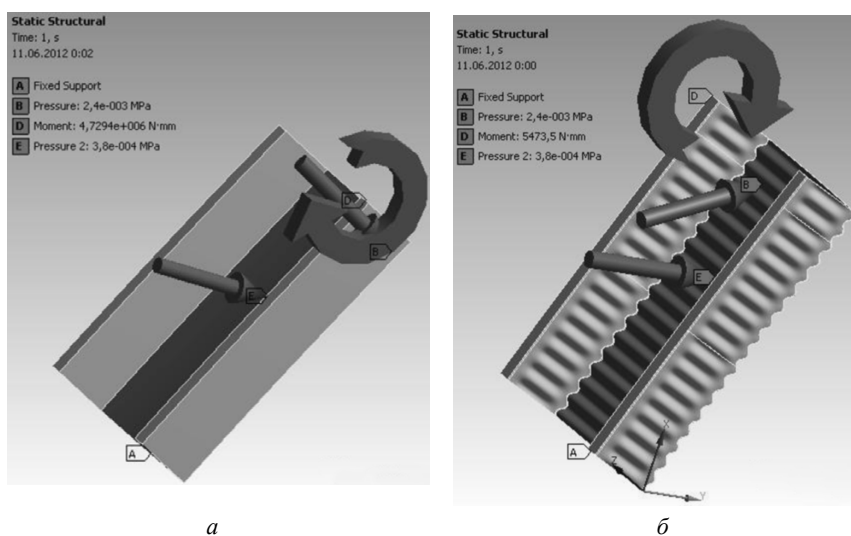


Рис. 2. Расчетная схема:

a – для плоского профиля; *б* – для гофрированного профиля

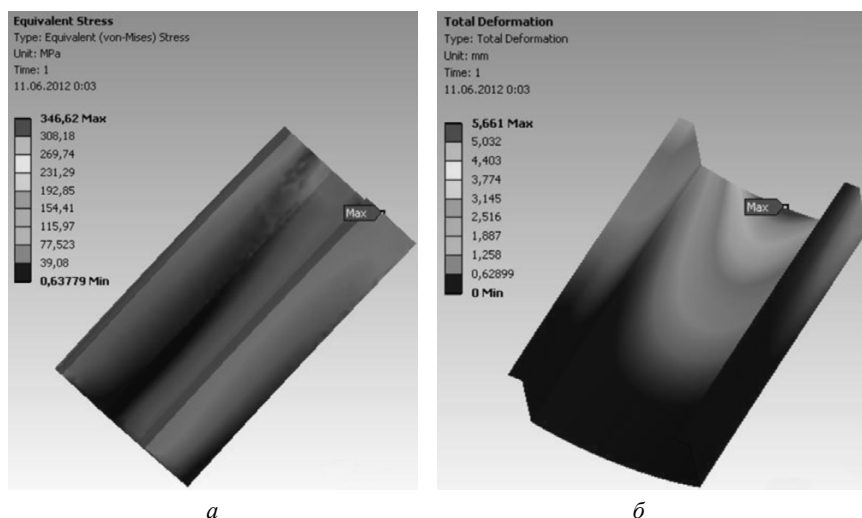


Рис. 3. Напряженно-деформированное состояние в плоском профиле:

a – распределение эквивалентных напряжений; *б* – распределение деформации



несущую способность конструкции по сравнению с плоским профилем. На основе математического эксперимента введена корректировка в жесткостные параметры плоской модели, заключающаяся в изменении геометрии зон стыка и повышении модуля упругости с $2,1 \cdot 10^5$ МПа до уровня $13,4 \cdot 10^5$ МПа. Следует заметить, что переход от гофрированной к плоской модели позволил уменьшить количество конечных элементов с 2,1 млн до 510 тыс.

Для подтверждения адекватности использованных математических элементов профилей был проведен сравнительный анализ экспериментальных и расчетных результатов.

Натурный эксперимент проводили на производственном ангаре (рис. 5): длина – 22 м; ширина – 21,7 м; высота – 7,4 м. В центре верхней части сооружения к предварительно закрепленному кронштейну поочередно подвешивались грузы массой 172, 105 и 55 кг. Упругие перемещения кронштейна фиксировались бесконтактным методом посредством использования лазерного дальномера *Bosch GLM 150 Professional* с точностью измерений $\pm 0,5$ мм. В итоге были получены следующие результаты: построенная математическая модель обладает высокой степенью *адекватности*: при действии нагрузок 172, 105 и 55 кг были зафиксированы следующие абсолютные

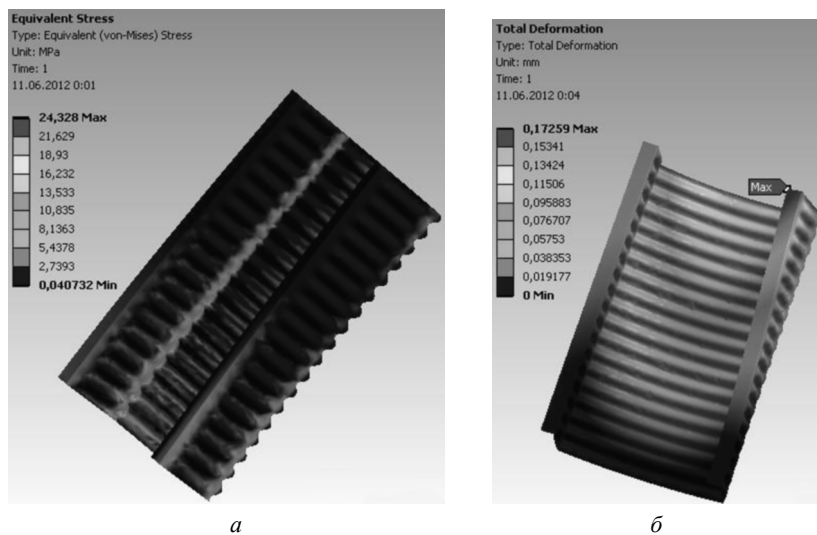


Рис. 4. Напряженно-деформированное состояние в гофрированном профиле:

a – распределение эквивалентных напряжений; *б* – распределение деформации

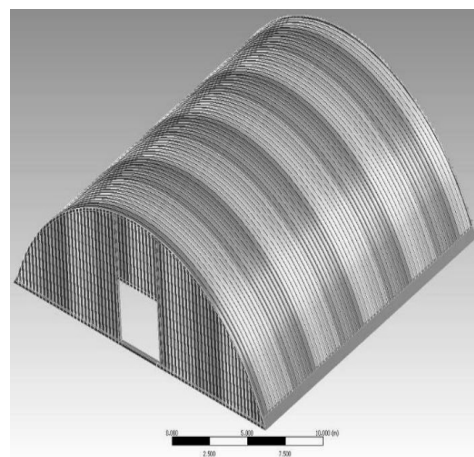


Рис. 5. Модель ангара

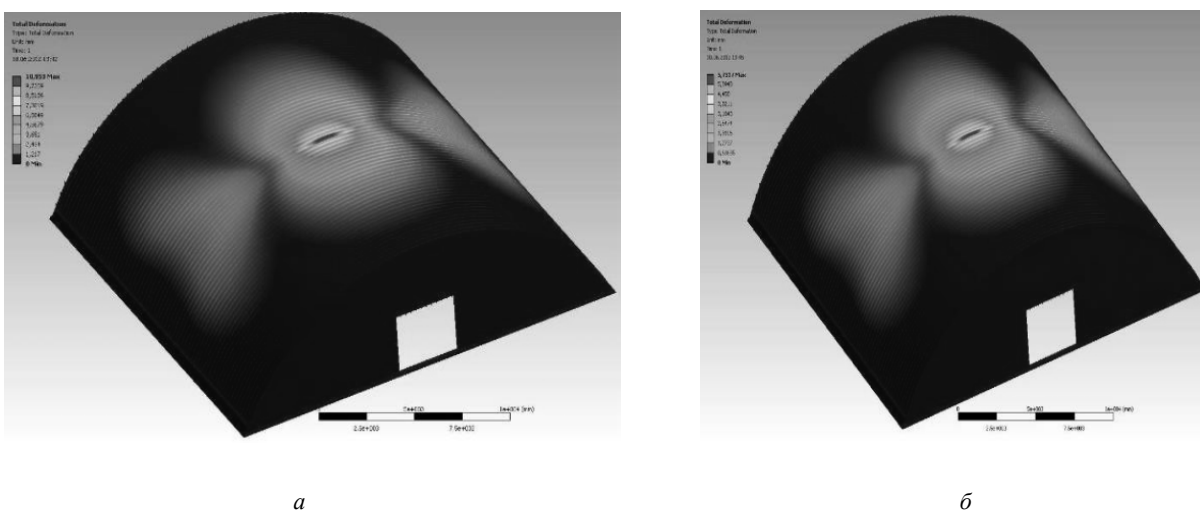


Рис. 6. Моделирование напряженно-деформированного состояния ангара для натурального эксперимента:

a – абсолютная деформация среднего участка ангара при нагрузке 105 кг (1030 Н) – 10,95 мм;
б – абсолютная деформация среднего участка ангара при нагрузке 55 кг (539 Н) – 5,73 мм

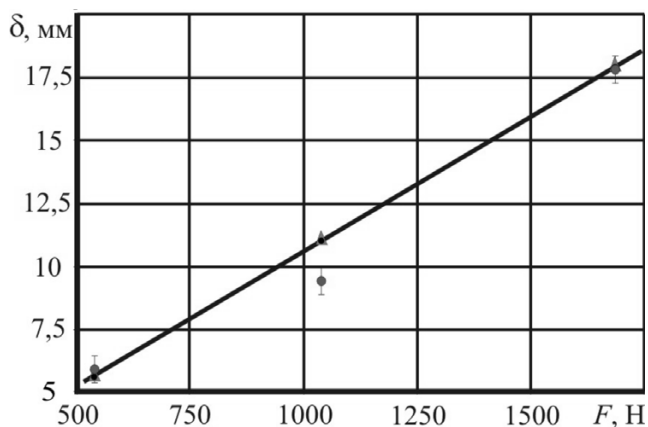


Рис. 7. Результаты экспериментов:

▲ – данные численного эксперимента; ● – данные натурального эксперимента с доверительным интервалом

перемещения: $18 \pm 0,5$ мм, $9,5 \pm 0,5$ мм и $5,5 \pm 0,5$ мм соответственно; при математическом анализе поведения рассчитываемой конструкции были получены следующие результаты: 172 кг (1686 Н) – 17,93 мм; 105 кг (1030Н) – 10,95 мм (рис. 6, а); 55 кг (539Н) – 5,73 мм (рис. 6, б).

На рис. 7 представлено сопоставление расчетных и экспериментальных данных. Видно, что результаты математического моделирования в основном совпадают с данными натурального эксперимента. Исключение составляет средняя точка, погрешность определения которой является, по-видимому, погрешностью при проведении эксперимента.

Данные результаты подтвердили правильность принятых упрощений математической модели и позволили перейти к расчету базовой геометрической модели производственного ангара.

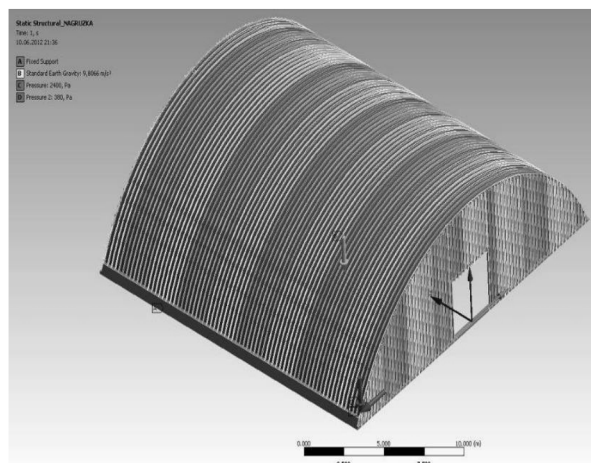


Рис. 8. Начальные и граничные условия

После предварительной подготовки геометрии в системе *SolidWorks*, 3D-модель импортировалась в оболочку комплекса *ANSYS*:

- в меню «*Engineering Data*» введены значения физико-механических свойств конструктивных элементов;
- в дереве проекта, в ветви «*Contact*», определены контактные поверхности между конструктивными элементами: для фальцевых зон и зоны контакта гофрированных дуг с фундаментом выбрано неподвижное соединение «*Bonded*»; для зон соприкосновений профилей по боковым поверхностям – контакт «*Rough*» с параметром шероховатости Rz 80 мкм;
- после разбиения на конечные элементы, параметры которого представлены выше, в ветви модели «*Environment*» осуществлен ввод граничных и начальных условий задачи. В опции «*Inertial*» выбором «*Standard Earth Gravity*» учтено влияние на конструкцию силы

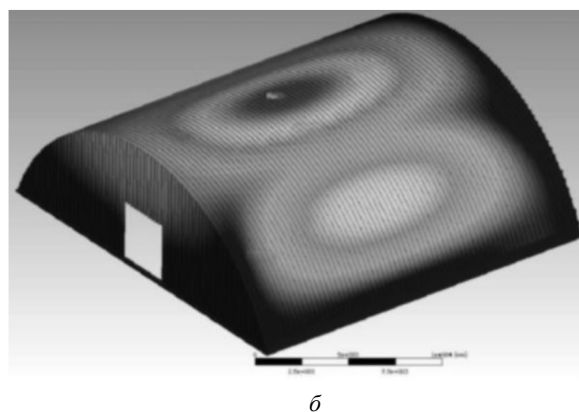
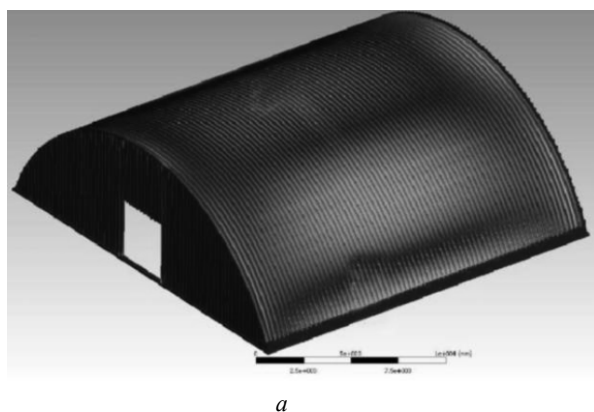


Рис. 9. Моделирование напряженно-деформированного состояния ангара при рабочей нагрузке: а – эквивалентные напряжения; б – распределение абсолютной деформации

тяжести. В разделе «*Supports*» по нижней плоскости основания ангара назначено ограничение «*Fixed Support*» – лишение фундамента здания всех степеней свободы; в меню «*Loads*» согласно строительным нормам и правилам (СНиП 2.01.07–85) осуществлено приложение нагрузок и воздействий (рис. 8). Для г. Новосибирска и Новосибирской области они составляют: IV снеговой район – 2,4 кПа, давление ветра (III район) – 0,38 кПа.

В результате проведенного моделирования напряженно-деформированного состояния ангара при действии указанных нагрузок были получены следующие результаты:

- эквивалентные напряжения достигли уровня 15,7 МПа (рис. 9, а);
- максимальная деформация составила 3,13 мм (рис. 9, б);
- минимальное значение коэффициента запаса прочности равно 11,34, что является достаточным для эксплуатации данного сооружения в обозначенном сибирском регионе.

Список литературы

1. Айрумян Э.Л., Беляев В.Ф. Эффективные холодногнутые профили из оцинкованной стали – в массовое строительство // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2005. – № 11. – С. 10–17.
2. *SolidWorks 2011 Help*, 2011.
3. Автоматизированное проектирование деталей сложной геометрии с использованием программного продукта PowerShare: справ. пособие / Д.В. Тинников, В.В. Иванцовский. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2007. – 67 с.
4. *ANSYS Workbench Help*, 2010.
5. Инженерный анализ в *ANSYS Workbench*: учеб. пособие. Часть 1 / В.А. Бруйка, В.Г. Фокин, Е.А. Солдусова, Н.А. Глазунова, И.Е. Адеянов. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2010. – 271 с.: ил.
6. *Lawrence Kent L. ANSYS Workbench Tutorial Release 11*. – Schroff Development Corporation, 2007. – 236 p.

Numerical simulation of frameless arched covers

V.G. Atapin, V.Yu. Skeeba

The comparative analysis of the arch designs executed with use of a flat and a goffered steel profile is considered. Numerical modeling of mode of profiles deformation has shown that the goffered steel profile possesses the best operational characteristics in comparison with a flat profile.

Key words: mathematical simulation, arching, stress and strain state, mode of deformation.

ВЫБОР СМАЗОЧНО-ОХЛАЖДАЮЩЕЙ ЖИДКОСТИ ДЛЯ ШЛИФОВАНИЯ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ

*Р.Ф. МУСТАФАЕВ, канд. хим. наук
(НИХП, г. Новосибирск)
Н.С. АЛЕКСЕЕВ, канд. техн. наук
В. А. КАПОРИН, аспирант
А.В. РЯЗАНОВ, студент
С.В. ИВАНОВ, инженер
(РИИ АлтГТУ, г. Рубцовск)*

Статья поступила 7 ноября 2012 года

Капорин В. А. – 658207, г. Рубцовск, ул. Тракторная 2/6, Рубцовский
индустриальный институт (филиал) Алтайского государственного
технического университета им. И.И. Ползунова, e-mail: tm@rubinst.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния различных марок смазочно-охлаждающих жидкостей на некоторые показатели процесса шлифования плазменных покрытий.

Ключевые слова: плазменные покрытия, смазочно-охлаждающие жидкости, шлифование, стойкость, производительность, шероховатость.

Введение

Износостойкие плазменные покрытия на железной основе получили широкое распространение в последние годы как для восстановления изношенных деталей, так и для их упрочнения [1].

Размерная обработка этих покрытий обычно производится шлифованием. Однако низкая теплопроводность, интерметаллидная основа и особенности строения напыленного слоя затрудняют процесс шлифования указанных покрытий.

Важным технологическим элементом процессов абразивной обработки являются смазочно-охлаждающие жидкости. Реализация их функциональных свойств существенно влияет на такие параметры процесса обработки, как точность, расход абразивного инструмента, производительность обработки, стойкость шлифовальных кругов, шероховатость и состояние поверхностного слоя обработанных деталей.

В настоящее время в Сибирском регионе для шлифования плазменных покрытий шеек колен-

чатых и распределительных валов автотракторных двигателей широко используются водные растворы эмульсола «ЭКОЛ-3», который производится ООО НПО «Сибирская лаборатория качества» (г. Мыски, Кемеровская область) по ТУ 2422 – 001-23750583-93.

В то же время в ООО «Научные исследования и химические продукты» (г. Новосибирск) для шлифования труднообрабатываемых материалов разработаны новые марки смазочно-охлаждающих жидкостей на основе концентрата «ПОА-2м» и эмульсола «ЭПМ-1ш» [2].

Эти новые марки СОЖ рекомендуются для замены отечественных смазочно-охлаждающих жидкостей различной природы, в том числе водоземлюсионных (акволов, укринолов, эколов и др.), и импортных, таких как Ratak, Mobilent, Blasocut, Cimcool и др.

С целью определения эффективного вида СОЖ для предварительного шлифования плазменных покрытий на железной основе были проведены сравнительные эксперименты.

Методика исследования

Для проведения экспериментов были приготовлены 3 %-е водные растворы эмульсола «ЭКОЛ-3», концентрата «ПОА-2м» и эмульсола «ЭПМ-1ш». В качестве обрабатываемого материала использовалось плазменное покрытие из порошковой смеси на железной основе состоящей из 10 % по массе порошка интерметаллида марки ПВ – Н85Ю15, 10 % самофлюсующего порошкового сплава ПР-НХ17СР4, остальное – железный порошок ПЖРВ 2.200.26.

В результате микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что плазменное покрытие из указанного порошка имело следующий химический состав, вес. %: Fe – 68,65; Ni – 5,85; Cr – 1,05; O – 12,61; C – 11,85. Твердость покрытия составляла 610 HV.

Эксперименты проводились в условиях круглого наружного шлифования на полуавтомате высокой точности 3М152МВФ2 с ЧПУ. Для исследований применялся шлифовальный круг с характеристикой ПП 600 × 80 × 305 24А25НС26К11. Параметры режима резания были подобраны на основании рекомендаций [3] для шлифования труднообрабатываемых материалов и поддерживались неизменными: скорость резания $V_k = 50$ м/с, окружная скорость детали $V_n = 24$ м/мин, скорость продольной подачи стола $S_{пр} = 425$ мм/мин и глубина резания $t = 0,01$ мм/дв. ход.

Образцы из напыленного покрытия представляли собой валы диаметром 75 мм и длиной рабочей части 300 мм. Подача СОЖ в зону резания осуществлялась свободно падающей струей (поливом).

За основные показатели процесса шлифования были приняты стойкость шлифовальных кругов, скорость массового съема металла (производительность) и шероховатость обработанной поверхности.

Критерием стойкости шлифовальных кругов служило время обработки до появления на обработанной поверхности гранености, дробления, видимых прижогов и других дефектов шлифования, сопровождающихся специфическим (дребезжащим) звуком. Шероховатость

шлифованной поверхности контролировалась на профилографе – профилометре АБРИС – ПМ07.

Испытания указанных марок СОЖ проводили с трехкратной повторностью. По каждой серии опытов определялись средние значения показателей.

Результаты исследования и их обсуждение

Сводные данные по выбранным показателям для всех испытанных марок СОЖ представлены в табл. 1.

Из этой таблицы следует, что при шлифовании плазменного покрытия на железной основе лучшие результаты по выбранным показателям достигаются при использовании СОЖ марки «ЭПМ-1ш». Так, например, использование этой марки СОЖ обеспечило производительность обработки в 1,3 и 3,4 раза выше по сравнению с СОЖ марок «ПОА-2м» и «ЭКОЛ-3» соответственно.

При использовании всех марок СОЖ достигалась достаточно низкая шероховатость шлифованной поверхности, которая удовлетворяет техническим требованиям к качеству поверхностного слоя шеек коленчатых и распределительных валов.

Представляло интерес изучение влияния концентрации СОЖ на выбранные показатели шлифования. Для этого были приготовлены 1,5, 3 и 5 %-е водные растворы эмульсола «ЭПМ-1ш» и испытаны при тех же условиях. Сводные данные по выбранным показателям представлены в табл. 2.

Из табл. 2 видно, что наилучшие результаты по всем выбранным показателям были достигнуты при использовании СОЖ 3 %-й концентрации.

Таблица 1

Сводные данные

Марки СОЖ	Показатели шлифования		
	Стойкость круга, мин	Скорость массового съема, г/мин	Шероховатость Ra , мкм
Эмульсол «ЭКОЛ-3»	9,87	3,75	0,48
Концентрат «ПОА-2м»	26,15	9,94	0,39
Эмульсол «ЭПМ-1ш»	33,14	12,59	0,25

Таблица 2 покрытий на железной основе в качестве смазочно-охлаждающей жидкости можно рекомендовать водный раствор эмульсола «ЭПМ-1ш» 3 %-й концентрации, как обеспечивающей наиболее высокие стойкость шлифовального круга и производительность обработки при удовлетворительной шероховатости обработанной поверхности и обладающей хорошими санитарно-гигиеническими свойствами.

Сводные данные

Концентрация	Показатели шлифования		
	Стойкость круга, мин	Скорость массового съема, г/мин	Шероховатость Ra , мкм
1,5 %	16,92	6,43	0,45
3,0 %	33,14	12,59	0,25
5,0 %	37,13	14,11	0,46

Применение СОЖ 1,5 %-й концентрации приводило к повышению интенсивности налипания частиц покрытия на рабочую поверхность абразивного инструмента, а следовательно, к снижению стойкости шлифовальных кругов и производительности обработки.

Использование СОЖ 5 %-й концентрации обеспечивало небольшое увеличение стойкости и производительности обработки, но при этом вокруг зоны обработки образовывался плотный маслянистый туман, что ухудшало санитарно-гигиенические условия труда рабочего-шлифовщика.

Таким образом, проведенные исследования показали, что для шлифования плазменных

Список литературы

1. *Ремонт машин в агропромышленном комплексе* / под ред. М.И. Юдина. – Краснодар: Изд-во Кубанского ГАУ, 2000. – 688 с.
2. *Смагин Г.И., Яковлев Н.Д., Мустафаев Р.Ф.* Эффективность новой смазывающе-охлаждающей жидкости на основе водорастворимого полимера // *Оборудование и технология машиностроительного производства: межвуз. сб. науч. тр.* – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 1996. – Вып. 2. – С. 55–60.
3. *Абразивная и алмазная обработка материалов.* Справочник / под ред. А. Н. Резникова. – М.: Машиностроение, 1977. – 392 с.

THE SELECTION OF LUBRICANT – COOLANTS FOR GRINDING IRON-BASED PLASMA COATINGS

R. F. Mustafaev, N. S. Alekseev, V. A. Kaporin,
A. V. Ryazanov, S.V. Ivanov

Presents experimental research data regarding the influence of various grades of lubricant-coolants on the performance during grinding plasma coatings.

Key words: plasma coating, lubricant-coolants, grinding, durability, performance, roughness.

ВИБРОЗАЩИТА СТАНОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПРИ НИЗКОЧАСТОТНОМ ВОЗМУЩАЮЩЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ

*Г.А. КУРИЛЕНКО, доктор техн. наук, профессор
Г.С. ЮРЬЕВ, доктор техн. наук, профессор
А.А. РЫКОВ, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 9 октября 2012 года

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

Рассмотрена возможность виброзащиты изделия с помощью параллельно соединенных пневмодемпфера и упругого элемента квазиулевого жесткости, расположенных между изделием и вибрирующим основанием.

Построены графики изменения коэффициентов ускорения и перемещения объекта в зависимости от частоты колебания основания. Показано, что варьируя параметрами демпфера, можно достичь практически полной виброизоляции изделия при низких частотах колебания основания.

Ключевые слова: виброзащита, пневмодемпфер, частота колебаний.

В работе станочного оборудования повышенной точности нередко встречаются помехи в виде виброперегрузок или виброперемещений, возникающих вследствие движения транспорта, работы некоторых виброактивных машин. Такие помехи затрудняют контроль и снижают точность измерительных операций в процессе изготовления элементов высокоточных приборов, например, оптических линеек и шкал, интегральных микросхем, микрометрических винтов, валков прокатных механизмов в бумагоделательном производстве и т. д.

Известно, что применение упругих опор для установки обрабатывающего оборудования на фундаменте позволяет снизить действующие в них перегрузки. Прогрессивным направлением является использование нелинейных упругих подвесов с квазиулевого жесткостью [1,2]. В составе таких подвесов могут применяться демпфирующие элементы, присоединяемые параллельно упругим опорам. В качестве универсального, малогабаритного и недорогого устройства предлагается двухкамерный пневматический демпфер. Конструктивно – это цилиндро-поршневая пара (рис. 1), поверхности скольжения – алюминий с микроплазменной обработкой и коэффициентом трения около 0,002.

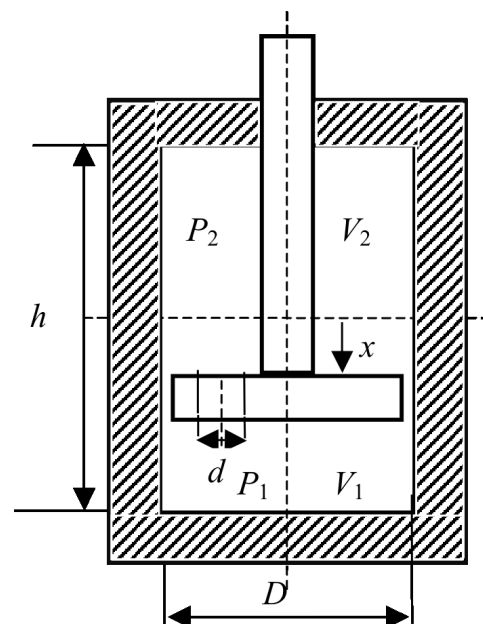


Рис. 1. Расчетная схема пневмодемпфера

Представим алгоритм вычисления демпфирующей силы. Пусть корпус неподвижен, а перемещение поршня определяется координатой x , которая отсчитывается от среднего положения корпуса. Давление в обеих полостях в начальный момент одинаково и равно атмосферному. Предположим, что смещение поршня происходит таким образом, что объем V_1 нижней полости уменьшается, а объем V_2 верхней полости

увеличивается ($P_1 > P_2$). На поршень, а значит, и на шток действует сила сопротивления

$$F_d = (P_1 - P_2)S_1, \quad (1)$$

где $S_1 = \pi D^2/4$ – площадь поршня (без учета сечения штока); P_1 и P_2 – первоначальные давления в верхней и нижней полости соответственно. Сила F_d при перемещении поршня совершает работу. Заметим, что без перетекания воздуха из одной полости в другую демпфер работал бы как пружина без гашения колебания. Наличие отверстия для перетекания воздуха создает гистерезисный эффект.

При перемещении штока с поршнем из некоторого текущего положения на dx объем нижней полости уменьшается на величину $S_1 dx$, а верхней полости увеличивается на такую же величину. Первоначальное давление P_1 и объем V_1 нижней полости связаны с новыми давлением \tilde{P}_1 и объемом \tilde{V}_1 (пока без учета перетекания воздуха) соотношением

$$P_1 V_1^n = \tilde{P}_1 \tilde{V}_1^n, \quad (2)$$

где n – показатель политропы. С учетом того что $\tilde{V}_1 = V_1 - S_1 dx$, из (2) следует

$$\tilde{P}_1 = P_1 / (1 - S_1 dx / V_1)^n.$$

Записав соотношение (2) для первоначальных P_2, V_2 и новых \tilde{P}_2, \tilde{V}_2 давлений и объемов верхней полости и учитывая, что $\tilde{V}_2 = V_2 + S_1 dx$, получим

$$\tilde{P}_2 = P_2 / (1 + S_1 dx / V_2)^n.$$

При $\tilde{P}_1 > \tilde{P}_2$ воздух из нижней полости начнет перетекать в верхнюю полость. Весовой расход воздуха Q за время dt вычисляется по формулам газовой динамики [3]. Учитывая количество воздуха Q , которое перетекло за время dt , откорректируем \tilde{P}_1 и \tilde{P}_2 к началу следующего шага. Через время dt количество воздуха Q в обеих полостях за счет перетекания будет определяться выражениями

$$\tilde{G}_1 = G_1 - Q; \quad \tilde{G}_2 = G_2 + Q.$$

Соответственно изменяются удельные веса, γ_1, γ_2 воздуха в нижней и верхней полостях и

давления воздуха в них \tilde{P}_1 и \tilde{P}_2 . Эти откорректированные давления обозначим $P_{1н}$ и $P_{2н}$:

$$P_{1н} = \tilde{P}_1 [\tilde{G}_1 / (\tilde{G}_1 + Q)]^n;$$

$$P_{2н} = \tilde{P}_2 [\tilde{G}_2 / (\tilde{G}_2 - Q)]^n. \quad (3)$$

Сила сопротивления F_d в момент времени t определяется по выражению (1), где вместо P_1 и P_2 берутся их откорректированные значения $P_{1н}$ и $P_{2н}$ по (3). Затем расчет повторяется для нового приращения аргумента dt .

Таким образом, задав параметры демпфера и закон движения поршня, можно по приведенному алгоритму вычислить силу F_d , а значит, и работу, совершаемую этой силой за цикл колебаний.

Представим пример моделирования демпфера для осциллятора при стационарных колебаниях с частотой p и амплитудой h_1 :

$$x = h_1 \sin pt.$$

Зададим параметры демпфера: высота демпфера $h = 8,6$ см, диаметр демпфера $D = 4,3$ см, диаметр пропускного отверстия $d = 0,125$ см. Рассеивающая способность такого пневмодемпфера на частоте $\nu = 0,3$ Гц с амплитудой $h_1 = 3,5$ см представлена на рис. 2 в виде петли гистерезиса.

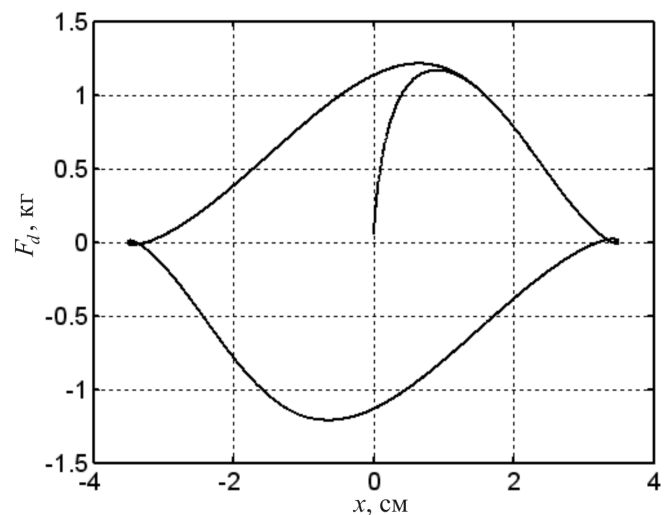


Рис. 2. Петля гистерезиса

Дифференциальное уравнение движения защищаемого объекта при кинематическом воздействии основания имеет вид

$$m\ddot{x} + F_d(x, \dot{x}) + F_y(x) = mA_e p^2 \cos(pt + \alpha). \quad (4)$$

где A_e – амплитуда колебаний основания; F_y – упругая сила подвеса; p – круговая частота колебаний основания; m – масса защищаемого объекта. Характеристика упругой силы малой жесткости задавалась в виде

$$F_y(x) = 0,5x + 0,015x^3. \quad (5)$$

Уравнение (4) решалось численно пошаговым интегрированием.

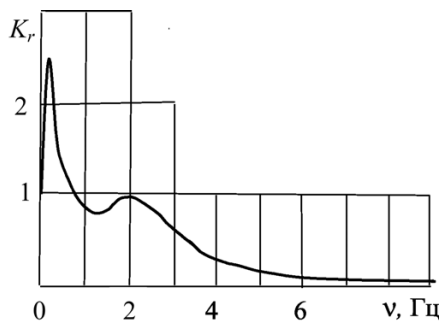


Рис. 3. Зависимость коэффициента ускорения от частоты колебания основания

На рис. 3 показано изменение коэффициента ускорения $K_r = a_{абс} / a_{осн}$ от частоты колебания ν основания: $a_{абс}$ – абсолютное ускорение на объекте; $a_{осн}$ – амплитуда ускорения основания. При этом масса объекта равнялась 120 кг, амплитуда колебания основания – 2 см.

При тех же параметрах демпфера и возмущающего воздействия построена зависимость коэффициента перемещения объекта $K_x = x / A_e$ от частоты колебания ν основания (рис. 4).

Отметим следующие особенности полученных графиков:

1) при $\nu > 5$ Гц получена практически полная виброизоляция объекта. Но следует отметить, что при $\nu > 10$ Гц перетекание воздуха в демпфере практически прекращается (воздух не успевает перетекать) и демпфер теряет работоспособность (превращается в упругую пружину);

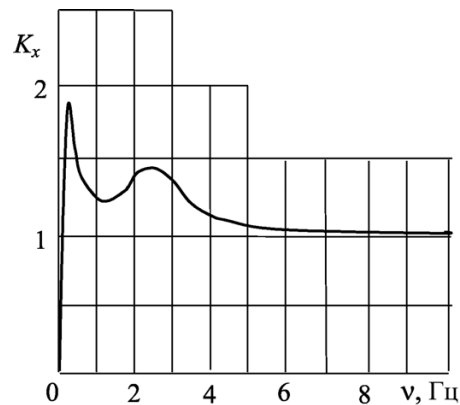


Рис. 4. Зависимость коэффициента перемещения от частоты колебаний основания

2) при $\nu < 5$ Гц получены два резонансных пика, которые необходимо учитывать при эксплуатации демпфера. Эти пики можно смещать из рабочего диапазона частот за счет изменения коэффициентов в упругой характеристике (5).

Таким образом, проведенные исследования показали, что при конкретных значениях

m, F_y, A_e, ν можно рассчитать параметры демпфера, обеспечивающего практически полную виброизоляцию объекта при относительно низких частотах возмущающего воздействия. Предложенный пневмодемпфер имеет преимущества по сравнению с другими демпфирующими устройствами, в частности, он конструктивно проще и удобней в эксплуатации.

Список литературы

1. Юрьев Г.С. Виброизоляция прецизионных устройств. – Новосибирск: ИЯФ СО РАН, 1989. Препринт 89–146. – 15 с.
2. Рыков А.А., Юрьев Г.С., Ненев Ю.В. Выбор нелинейно-упругих и демпфирующих элементов нелинейной виброзащитной системы // Вестник машиностроения. – 2005. – № 11. – С. 79–81.
3. Справочник машиностроителя / под ред. Н.С. Ачеркана. Т. 2. – М.: Машгиз. 1960. – 740 с.

Vibroprotection of machine tool equipment at low-frequency influence

G.A. Kurilenko, G.S. Yurev, A.A. Rykov

The vibroprotection possibility of machine tool equipment by pneumatic damper and low rigid elastic element, parallel joint and placed between a product and oscillating foundation, is investigated. The diagrams of coefficients of acceleration and transference of a product in dependence on oscillation frequency are shown. It is shown that changing of damper parameters it is possible receive practical full vibroprotection of a product at low frequencies of the basis.

Key words: vibroprotection, pneumatic damper, oscillating frequency.

НАЗНАЧЕНИЕ КРИТЕРИЯ ЖЕСТКОСТИ ПРИ ОПТИМАЛЬНОМ ПРОЕКТИРОВАНИИ ТЯЖЕЛОГО ПОВОРОТНО-ПОДВИЖНОГО СТОЛА

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

Статья поступила 15 декабря 2011 года

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

Рассматривается оптимальное проектирование паллеты несущей системы тяжелого поворотного-подвижного стола. Показана адекватность применения при проектировании паллеты критерия жесткости непосредственно к направляющим стола, а не к поверхности паллеты.

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

В составе тяжелых многоцелевых станков для ориентирования детали в рабочей зоне применяются поворотные-подвижные столы, включающие паллету, сани стола и станину (рис. 1 и 2). Структурно многоцелевой станок имеет две не связанные между собой системы – собственно станок (поз. 1–3) и поворотный-подвижный стол (поз. 5–7), объединяемые фундаментом (поз. 8). Это позволяет на этапе проектирования проводить расчеты отдельно для стола и собственно станка. Здесь рассматривается расчет стола,



Рис. 2. Поворотный-подвижный стол

предназначенного для размещения обрабатываемой детали (поз. 4) массой 200 т.

Предъявляемые к конструкции требования по жесткости частично удовлетворяются в процессе проектирования конструктивными решениями. Эти решения обеспечивают симметрию схем нагружения, увеличение размеров опорных поверхностей, уменьшение расстояния между опорами, а также многократное увеличение моментов инерции поперечного сечения, т. е. габаритов и массы.

Изменение в пространстве положения любой точки обрабатываемой детали, установленной на столе, зависит от ряда факторов, в частности, от положения центра тяжести детали относительно оси поворота стола. Из-за возможных эксплуатационных ошибок (например, неправильная уста-

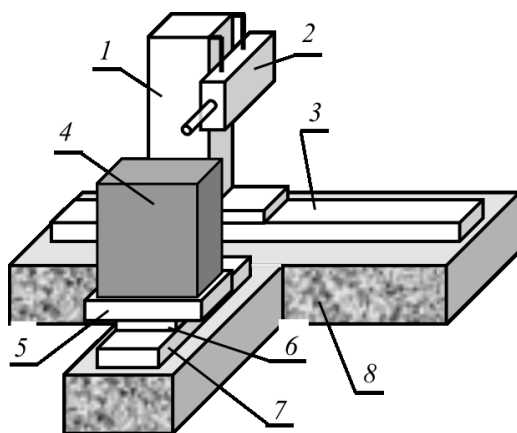


Рис. 1. Компонентка тяжелого многоцелевого станка:

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

новка детали на столе, нарушение правил эксплуатации) несовпадение центра тяжести детали с осью поворота стола носит статистический характер [1]. В расчетной практике наибольшее распространение получили детерминированные математические модели.

Формулировка задачи проектирования. Полагаем, что обрабатываемая деталь установлена на технологических базах, совпадающих с угловыми зонами паллеты, а нагрузка F от веса детали в предельном случае характеризуется силами $F_i (i=1, \dots, 4)$, приложенными в угловых точках паллеты (рис. 3). Распределение нагрузки от веса детали в угловых точках паллеты вычисляется на основе методов сопротивления материалов [2]:

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

При расчете паллеты принимаем, что центр тяжести детали смещен в плоскости xy (рис. 3, точка A) относительно оси поворота стола на $1/20$ длины и $1/30$ ширины паллеты. Это – наибольшее значение эксцентриситета, установленное на основе анализа конфигураций встречающихся на практике крупногабаритных деталей. Принимая $L = 5,6$ м, $B = 3,6$ м, $F = 2$ МН, получаем эксцентриситет $e = 0,305$ м и координаты точки A приложения результирующей нагрузки $x = L/20 = 0,28$ м, $y = B/30 = 0,12$ м.

Станина и сани стола испытывают, главным образом, деформацию сжатия под действием внешней нагрузки. Высота станины и саней назначается минимально возможной по конструкторским и технологическим соображениям. Паллета испытывает в большей степени деформацию изгиба. Вследствие этого далее рассмо-

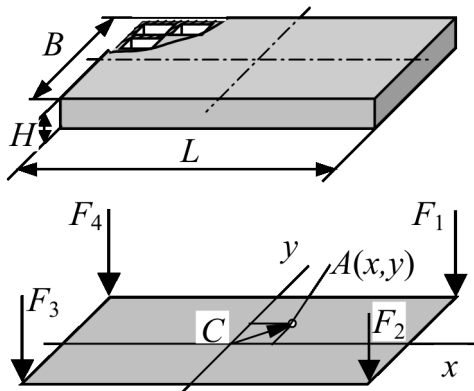


Рис. 3. Паллета и расчетная схема ее поверхности

трим расчет паллеты, как наиболее деформируемого элемента несущей системы стола.

Серийная конструкция паллеты (рис. 3) представляет собой пространственную тонкостенную конструкцию прямоугольной формы ячеистой структуры. По нижнему контуру паллеты расположены продольные и поперечные ребра прямоугольного поперечного сечения. Расчетная схема паллеты строится на основе следующих положений:

- корпус паллеты моделируется пластинчатым прямоугольным и стержневым (ребра) конечными элементами;
- паллета опирается на абсолютно жесткие круговые направляющие саней стола кольцевого поперечного сечения (внешний диаметр 3,6 м, ширина направляющих 1 м, толщина масляного слоя $4 \cdot 10^{-5}$ м);
- внешней нагрузкой являются собственный вес паллеты (368 кН для типовой конструкции) и обрабатываемой детали (2000 кН). Силы резания ввиду их малости по сравнению с указанной нагрузкой не учитываются. Так, при чистовом торцовом фрезеровании наибольшая компонента силы резания составляет 3,0 кН.

Задача проектирования паллеты формулируется как задача математического программирования [3]:

минимизировать (масса)

$$\Phi_0 = \rho \left(\sum_{i=1}^k V_i + \sum_{j=1}^m V_j \right) \tag{1}$$

при ограничениях:

- на перемещения $\Phi_1 = 1 - \sigma / [\sigma] \geq 0$,
- на напряжения $\Phi_2 = 1 - \sigma_{\text{экв}} / [\sigma] \geq 0$,
- на переменные проектирования

$$\Phi_3 = V_i \geq 0, \quad i = 1, \dots, k,$$

$$\Phi_4 = V_j \geq 0, \quad j = 1, \dots, m,$$

где k, m – число пластинчатых и стержневых конечных элементов; ρ – плотность материала; V – объем конечного элемента; $\delta, [\delta]$ – расчетная и допускаемая относительная деформация; $\sigma_{\text{экв}}, [\sigma] = 100$ МПа – эквивалентное и допускаемое напряжения.

Переменными проектирования являются толщина t_c стенки корпуса и толщина t_p ребра (при постоянной ширине). Габаритные размеры

Основные результаты расчета паллеты

Модель паллеты	Толщина, мм				Невязка по критерию жесткости, %	Масса, т
	верхняя плита	боковая стенка	внутренняя стенка	ребра		
Серийная	60,0	60,0	50,0	60,0	40,0	36,80
Оптимальная	29,0	36,3	36,3	69,5	0,65	24,59

паллеты (длина, ширина, высота) определяются техническим заданием и здесь не варьируются.

В качестве критерия жесткости при оптимизации конструкции паллеты рекомендуется принимать угол наклона паллеты u направляющих, непосредственно влияющий на работоспособность гидростатических направляющих [4]. Однако на практике вместо угла наклона используется линейная относительная деформация для поверхности паллеты. В настоящей работе – это вертикальная относительная деформация поверхности паллеты δ ; при проектировании ее допускаемая величина принимается равной $[\delta] = 2 \cdot 10^{-5}$ (при ширине направляющих 1 м, толщине масляного слоя $4 \cdot 10^{-5}$ м).

Задача (1) решается методом штрафных функций [3] в форме

$$\varphi = \varphi_0 / \varphi_0^H + r \sum_{i=1}^4 (1 / \varphi_i), \quad (2)$$

где φ_0^H – начальная масса типовой конструкции паллеты до оптимизации; r – малый положительный параметр. Решение задачи получено безу-

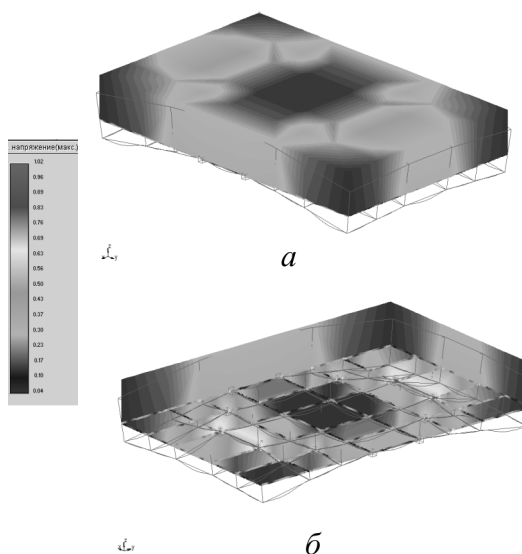


Рис. 4. Деформированное состояние паллеты: а – вид сверху; б – вид снизу

словной минимизацией функции (2) для убывающей последовательности значений параметра r методом Давидона–Флетчера–Пауэлла [3]. При решении поставленной задачи использовалось оригинальное

программное обеспечение, реализующее интегрированную работу метода конечных элементов и указанных методов оптимизации [5].

Результаты расчета. Основные результаты расчета паллеты приведены в таблице. Вследствие оптимального проектирования масса серийной паллеты снизилась на 33,2 %. Деформированное состояние паллеты приведено на рис. 4.

Оценка точности расчета. Проведенные расчеты относятся к фиксированному размеру конечно-элементной сетки – 199 конечных элементов. Как известно, точность расчетов конструкций с использованием метода конечных элементов существенно зависит от размеров конечного элемента.

На рис. 5. приведены результаты исследования по влиянию густоты расчетной конечно-элементной сетки на целевую функцию (1) при использовании относительной вертикальной деформации для поверхности паллеты $[\delta] = 2 \cdot 10^{-5}$ и непосредственно на направляющих стола.

Видно, что в первом случае значение целевой функции существенно зависит от размеров КЭ сетки, и при ее сгущении разница результатов

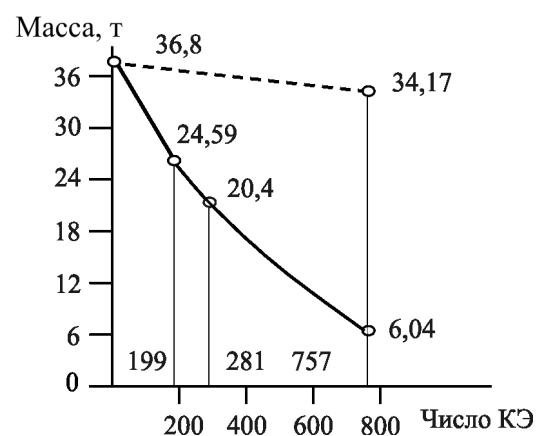


Рис. 5. Влияние числа КЭ на целевую функцию при допускаемой относительной деформации $2 \cdot 10^{-5}$ на поверхности паллеты (—) и непосредственно на направляющих (---)

двух соседних шагов для целевой функции не уменьшается, как это должно наблюдаться при расчете МКЭ. Следовательно, принятый критерий жесткости не вполне адекватно отражает процесс проектирования.

Если эту деформацию использовать непосредственно на направляющих, а не на поверхности паллеты, то при числе КЭ, равном 757, целевая функция составляет 34,17 т, а не 6,04 т (рис. 5).

Таким образом, применение критерия жесткости паллеты непосредственно на направляющих стола учитывает влияние на целевую функцию только особенностей МКЭ и исключает влияние самого критерия. Для возможного диапазона изменения принятого критерия жесткости $(2...4)10^{-5}$ при числе КЭ, равном 757, достигается снижение массы от 10,4 до 48,8 %.

Список литературы

1. *Атапин В.Г., Порватова Н.Г.* Расчет жесткости базовых деталей тяжелых столов при неравномерно распределенной нагрузке // Вестник машиностроения – 2000. – № 7. – С. 10–12.
2. *Атапин В.Г., Пель А.Н., Темников А.И.* Сопротивление материалов. Базовый курс. Дополнительные главы: учебник. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2011. – 508 с. – (Серия «Учебники НГТУ»).
3. *Реклейтис Г., Рейвиндран А., Рэгсдел К.* Оптимизация в технике. В 2 кн. – М.: Мир, 1986. – Кн. 1. – 350 с.
4. *Левина З.М., Решетов Д.Н.* Контактная жесткость машин. – М.: Машиностроение, 1971. – 264 с.
5. *Атапин В.Г., Гапонов И.Е., Павин А.Г.* Автоматизация проектирования тяжелых многоцелевых станков // I Всесоюзный съезд технологов-машиностроителей. – М., 1989. – С. 42–43.

Purpose of criterion of rigidity at optimum design heavy rotary and mobile table

V.G. Atapin

Optimum design pallets of carrying system of a heavy rotary and mobile table is considered. Adequacy of application is shown at design pallets of criterion of rigidity directly to directing a table, instead of to a surface pallets.

Key words: metal-cutting machine-tools, design, carrier constructions, finite elements method, optimization methods.

О ПРИМЕНЕНИИ КРИТЕРИЕВ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТОЙКОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА С КУБИЧЕСКИМ НИТРИДОМ БОРА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

*Д.Ц.СИМСИВЕ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 29 сентября 2012 года

Симсиве Д.Ц. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: simsive.dc@yandex.ru

Предложена методика оценки стойкости режущего инструмента, оснащенного кубическим нитридом бора (КНБ), применяемого при точении титанового сплава по критерию усталостного разрушения его режущей части. Представлены результаты расчета стойкости режущего инструмента в сравнении с результатами экспериментальных исследований, опубликованных в открытой печати.

Ключевые слова: износ режущего инструмента, усталостное разрушение, стойкость режущего инструмента, точение.

В настоящее время разработано достаточно большое количество методик оценки усталостной прочности и стойкости режущей части инструмента [1, 2]. К основному недостатку этих методик можно отнести использование эмпирических зависимостей для оценки амплитуд и частоты колебания силы резания и, как следствие, распределений напряжений и температур в режущей части инструмента. Это не только существенно усложняет получение оценок усталостной прочности и соответствующей стойкости инструмента, так как требует предварительного проведения экспериментальных исследований, но и ограничивает область применения полученных результатов, поскольку они связаны как с определенными технологическими условиями проведенных исследований, так и с механическими свойствами материалов инструмента и заготовки, которые использовались при этом.

В данной работе предлагается методика оценки стойкости режущего инструмента, оснащенного КНБ, используемого при точении титанового сплава, по критерию усталостного разрушения его режущих поверхностей, основанная

на положениях теории резания А.Л. Воронцова, Н.М. Султан-Заде, А.Ю. Албагачиева. При разработке данной методики были приняты следующие 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. Циклом нагружения считается одно колебание силы резания. Значение коэффициента трения μ на передней и задней поверхностях режущей части инструмента постоянно в течение времени обработки $T_{обр}$. Напряженное состояние режущей части инструмента считается плосконапряженным. Разрушение режущей части инструмента происходит в условиях многоциклового усталости из-за циклических колебаний силы резания в процессе обработки.

Периодическое колебание силы резания происходит в результате образования в стружке скалывающейся трещины. При этом величина силы резания скачкообразно меняется от макси-



мального P_{\max} до минимального P_{\min} значений, которые рассчитываются по зависимостям, приведенным в работе [3]. Изменяются также значения температур на передней поверхности режущей части инструмента от Θ_{\max} до Θ_{\min} , которые можно определить по методике, приведенной в работе [4]. Распределение же температуры по задней поверхности режущей части инструмента остается практически постоянным [4].

В качестве критерия, определяющего возникновение усталостного разрушения режущей части инструмента при его эксплуатации, предлагается принять общее число циклов нагружения до разрушения, которое можно оценить зависимостью [2]

$$N = N_6 \left(\frac{\sigma_R}{\sigma_{\max\Sigma}} \right)^m \quad (1)$$

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

Учитывая, что общее число циклов нагружения до разрушения N соответствует стойкости инструмента $N = T f$, выражение для определения стойкости режущего инструмента принимает вид

$$T = \frac{N_6}{f} \left(\frac{\sigma_R}{\sigma_{\max\Sigma}} \right)^m \quad (2)$$

где f – частота колебаний силы резания.

Частоту колебаний силы резания f можно оценить следующим выражением:

$$f = (2t_p)^{-1}; \quad (3)$$

$$t_p = \frac{s_p}{v}; \quad s_p = \frac{e_p a k_c}{2,31 \cos \gamma}; \quad a = s \sin \varphi. \quad (4)$$

Здесь s_p – перемещение режущей части инструмента от окончания разрушения стружки в предыдущем цикле стружкообразования до начала образования в стружке трещины в следующем цикле; e_p – накопленная деформация материала заготовки в зоне острия режущей части инструмента, при которой начинается образование скалывающей трещины в основании

стружки; k_c – коэффициент изменения толщины стружки [3]; t_p – время, за которое режущая часть инструмента пройдет расстояние s_p ; γ , φ – передний и главный угол в плане режущей части инструмента; v , s – скорость резания и подача.

Величина e_p определялась по методике, представленной в работе [3].

Максимальное суммарное напряжение в режущей части инструмента $\sigma_{\max\Sigma}$, действующее в пределах цикла, оценивается выражением

$$\sigma_{\max\Sigma} = \sigma_{\text{экр max}} + \sigma_{\Theta \text{ max}}, \quad (5)$$

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

Предел выносливости σ_R при асимметричном цикле нагружения рассчитывается по зависимостям:

$$\sigma_R = \sigma_a + \sigma_m; \quad (6)$$

$$\sigma_a = \sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma_m; \quad \psi_\sigma = \frac{2\sigma_{-1} - \sigma_0}{\sigma_0}; \quad (7)$$

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

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

Для расчета максимального эквивалентного напряжения предлагается применить следующие теории прочности, используемые для описания поведения хрупких материалов: критерий Писаренко–Лебедева [5] (КПЛ), натуральный критерий прочности [6,7] (НКП), критерий Боткина–Миролюбова [5], критерий максимальных нормальных напряжений (первая теория прочности) [5].

Максимальное эквивалентное напряжение $\sigma_{\text{экр max}}$ цикла нагружения режущей части инструмента согласно критерию Писаренко – Лебедева оценивается выражением

$$\sigma_{\text{экр max}} = \chi \sigma_i + (1 - \chi) \sigma_1 A^{1-J}; \quad (8)$$

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

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

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

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

$$\sigma_3 = 0,$$

где A – константа, определяющая статическую сущность процесса разрушения, зависящая от характера имеющихся в материале дефектов и размеров тела [1]; χ – параметр, определяющий долю сдвиговой деформации в процессе разрушения; σ_i – интенсивность напряжений; J – параметр, характеризующий жесткость нагружения; σ_B, σ_{-B} – предел прочности материала режущей части инструмента при растяжении и сжатии; $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные нормальные напряжения; $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ – нормальные и касательные напряжения, действующие в режущей части инструмента в период цикла ее нагружения.

Согласно натуральному критерию прочности

$$\begin{cases} \sigma_{\text{экр max}} = \sqrt{K_1 \tau_v^2 + K_2 \sigma_v^2} \leq \sigma_B, \\ \sigma_{\text{экр max}} = \sqrt{K_1 \tau_v^2 + K_3 \sigma_v^2} \leq \sigma_B; \end{cases} \quad (9)$$

$$\sigma_v = \sigma_1 \cos^2 \alpha_1 + \sigma_2 \cos^2 \alpha_2 + \sigma_3 \cos^2 \alpha_3;$$

$$\tau_v = \sqrt{(\sigma_1 \cos \alpha_1)^2 + (\sigma_2 \cos \alpha_2)^2 + (\sigma_3 \cos \alpha_3)^2};$$

$$\cos \alpha_1 = \frac{\Sigma_1}{\Sigma_p}; \cos \alpha_2 = \frac{\Sigma_2}{\Sigma_p}; \cos \alpha_3 = \frac{\Sigma_3}{\Sigma_p};$$

$$\Sigma_1 = 2\sigma_1 - \chi(\sigma_2 + \sigma_3); \Sigma_2 = 2\sigma_2 - \chi(\sigma_1 + \sigma_3);$$

$$\Sigma_3 = 2\sigma_3 - \chi(\sigma_1 + \sigma_2);$$

$$\Sigma_p = \sqrt{2[(2 + \chi^2)(\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2) - \chi(4 - \chi)(\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1)]};$$

$$K_1 = \frac{3(2 + \chi^2)^2}{2(4 - \chi^2)}; \quad K_2 = \frac{(2 + \chi^2)^2}{(4 - \chi^2)}(1 - \chi^2);$$

$$K_3 = \frac{(2 + \chi^2)^2}{4(4 - \chi^2)}(1 - \chi^2)\chi^2;$$

Здесь σ_v, τ_v – функции нормальных и касательных напряжений на опасной площадке с нормалью v ; $\cos \alpha_1, \cos \alpha_2, \cos \alpha_3$ – направляющие косинусы нормали v опасной площадки; $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ – углы, которые образуют нормаль v с направлениями главных напряжений $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$; K_1, K_2, K_3 – коэффициенты, зависящие от свойств материала и оказывающие сопротивление нормальным и касательным напряжениям.

В соответствии с критерием Боткина–Миролюбова, максимальное эквивалентное напряжение цикла оценивается выражением

$$\sigma_{\text{экр max}} = 3(1 - \chi)\sigma_{\text{cp}} + \frac{1}{2}(1 + \chi)\sigma_i. \quad (10)$$

Здесь σ_{cp} – среднее напряжение, определяемое выражением

$$\sigma_{\text{cp}} = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3).$$

Согласно первой теории прочности максимальное эквивалентное напряжение

$$\sigma_{\text{экр max}} = \sigma_1. \quad (11)$$

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

Апробация предложенной методики осуществлялась с использованием экспериментальных данных, приведенных в работе [8]. Обработывались заготовки из титанового сплава Ti-6Al-4V (BT-6). На основании данных работы [9] предел текучести материала обрабатываемой заготовки σ_s оценивается зависимостью: $\sigma_s = 900 \times \exp(0,0618 \times (1700 - \Theta))$. В качестве инструментального материала использовались режущие пластины CNGA 120408S1020 KD120 (КНБ) со следующими геометрическими характеристиками: $\varphi = 60^\circ, \alpha = 5^\circ, \gamma = 5^\circ$. Механические параметры материала режущей пластины характеризуются следующими величинами [10]: $\sigma_{\text{и}} = 1000$ МПа, $\sigma_B = 700$ МПа, $\sigma_{-B} = 6500$ МПа. Режимы обработки заготовки приведены в табл. 1.



Таблица 1

Режимы обработки

Номер эксперимента	Режимы обработки		
	v , м/мин	s , мм/об	t , мм
1	280	0,25	0,5
2	280	0,25	0,1
3	280	0,05	0,5
4	180	0,25	0,5

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

Из данных табл. 2 видно, что колебания значений температур на передней и задней поверхностях режущей части инструмента при измене-

нии силы резания от P_{max} до P_{min} не превышают 1,5 %. Это позволяет при оценке величин напряжений $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}, \sigma_a, \sigma_m, \sigma_{max}, \sigma_{min}$ (6) использовать средние значения температур Θ_p, Θ_z .

В табл. 3 приведены значения P_{max}, P_{min} , а также $\sigma_{экр.мах}, \sigma_{мах\Sigma}$ с учетом принятых критериев прочности.

В табл. 4 совместно приведены экспериментальные значения и значения стойкости T режущей части инструмента, рассчитанные с учетом разных критериев прочности, а также относительная ошибка ε между ними.

Проведя анализ полученных данных, можно сделать следующие выводы о применимости рассмотренных критериев прочности для оценки

Таблица 2

Расчетные значения температур в зоне резания

Номер эксперимента	Температура на передней поверхности режущей части инструмента $\Theta_p, ^\circ\text{C}$		Температура на задней поверхности режущей части инструмента $\Theta_z, ^\circ\text{C}$		Средняя температура в зоне резания, $\Theta_{з.р}, ^\circ\text{C}$	Напряжение $\sigma_{\Theta_{max}}, \text{МПа}$
	$\Theta_{p,max}$	$\Theta_{p,min}$	$\Theta_{z,max}$	$\Theta_{z,min}$		
1	950	937	268	265	743	852
2	592	578	292	288	442	825
3	714	702	574	570	679	787
4	834	823	393	390	653	584

Таблица 3

Учет критериев прочности

Номер эксперимента	1	2	3	4	
$P_{max}, \text{кН}$	869	1632	1570	543	
$P_{min}, \text{кН}$	595	1170	953	341	
Критерий Писаренко–Лебедева	$\sigma_{экр.мах}, \text{МПа}$	671	613	554	421
	$\sigma_{мах\Sigma}, \text{МПа}$	1523	1438	1341	1005
Натуральный критерий прочности	$\sigma_{экр.мах}, \text{МПа}$	620	557	505	370
	$\sigma_{мах\Sigma}, \text{МПа}$	1472	1382	1292	954
Критерий наибольших нормальных напряжений	$\sigma_{экр.мах}, \text{МПа}$	584	549	473	364
	$\sigma_{мах\Sigma}, \text{МПа}$	1437	1374	1260	948
Критерий Боткина–Миролюбова	$\sigma_{экр.мах}, \text{МПа}$	656	683	476	450
	$\sigma_{мах\Sigma}, \text{МПа}$	1507	1508	1263	1034

Экспериментальные и рассчитанные значения стойкости T режущей части инструмента

Номер эксперимента	$T_{\text{эсп}}, \text{ мин}$	$T_{\text{расч}}, \text{ мин}$		$T_{\text{расч}}, \text{ мин}$		$T_{\text{расч}}, \text{ мин}$		$T_{\text{расч}}, \text{ мин}$	
		ϵ	ϵ	ϵ	ϵ	ϵ	ϵ		
		Критерий Писаренко–Лебедева (КПЛ)		Натуральный критерий прочности (НКП)		Критерий Боткина–Миролюбова		Критерий наибольших нормальных напряжений	
1	0,7	0,6	0,142	0,736	–0,05	0,642	0,082	0,9	–0,285
2	1	0,93	0,07	1,15	–0,15	0,7	0,3	1,22	–0,22
3	2,5	2,24	0,104	2,8	–0,12	3,2	–0,2	3,25	–0,3
4	1	0,87	0,13	1,16	–0,16	0,73	0,27	1,31	–0,31
Среднее значение ϵ			0,115		–0,12		0,21		–0,28
Среднеквадратическое отклонение σ_{ϵ}			0,031		0,049		0,25		0,63

максимального эквивалентного напряжения цикла нагружения режущей части инструмента. Теория максимальных нормальных напряжений и критерий прочности Боткина–Миролюбова не применимы для данного инструментального материала, так как описывают результаты экспериментов [11] с погрешностью 1...32 %. Согласно [11] для оценки максимального эквивалентного напряжения целесообразно использовать критерий Писаренко–Лебедева, который позволяет оценивать прочность инструментального материала с погрешностью, не превышающей 13%. Натуральный критерий прочности также хорошо согласуется с экспериментальными данными, приведенными в работах [6 и 7].

В обоих случаях при использовании критерия Писаренко–Лебедева и натурального критерия прочности колебания относительной ошибки ϵ незначительны и по своим значениям близки друг другу: $\sigma_{\epsilon\text{КПЛ}} = 0,031$; $\sigma_{\epsilon\text{НКП}} = 0,049$. Абсолютные значения относительной ошибки также близки друг другу. Данные критерии позволяют получать верхнюю (КПЛ) и нижнюю оценки (КНП) стойкости режущего инструмента из КНБ при обработке титановых сплавов. Полученные оценки стойкости в целом достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными и характеризуются устойчивостью по показателю среднеквадратического отклонения, что говорит о возможности использования предложенного подхода оценки усталостной стойкости режущего инструмента при разработке технологических процессов механической обработки и выборе режущего инструмента.

Список литературы

1. *Лоладзе Т.Н.* Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
2. *Ибатуллин И.Д.* Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев. – Самара: Самар. гос. тех. ун-т, 2008. – 387 с.
3. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю.* Разработка новой теории резания. 7. Математическое описание образования стружки разных видов, пульсации силы резания и параметров контакта обработанной поверхности заготовки с задней поверхностью резца // Вестник машиностроения. – 2008. – № 7. – С. 56 – 71.
4. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю., Савкин А.И.* Разработка новой теории тепловых процессов резания. 6. Определение температурных полей и контактных температур при резании // Вестник машиностроения. – 2011. – № 5. – С. 63–71.
5. *Троценко В.Т., Сосновский Л.А.* Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Т. 1. – Киев.: Наукова думка, 1987. – 346 с.
6. *Цыбулько А.Е., Романенко Е.А., Козлов П.Н.* Оценка прочности конструкций по натуральному критерию предельного состояния материалов // Вестник машиностроения. – 2007. – № 7. – С. 10–12.
7. *Цыбулько А.Е., Козлов П.Н.* Теория прочности широкого класса изотропных материалов при сложном напряженном состоянии // Вестник машиностроения. – 2005. – № 12. – С. 21–24.
8. *Y. Burhanuddin, C.H. Che Haron, J.A. Ghani, A. K. Ariffin, G.A. Ibrahim, A. Yasir and N.H. El-Maghribi.* The Effects of CBN Cutting Tool Grades on the Tool Life and Wear Mechanism When Dry Turning of Titanium Alloy//Asian International Journal of Science



and Technology in Production and Manufacturing. – 2008. – Vol. 1, No.2. – P. 105–110.

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

10. *Петруша И.А., Смирнова Т.И., Осипов А.С., Стратийчук Д.А., Шишонок Н.А.* Твердость и прочность высокочистых поликристаллических мате-

риалов кубического нитрида бора// Актуальные проблемы физики твердого тела. Междунар. науч. конф. «ФТТ–2005», Минск, 26 - 28 октября 2005 г.: Сб. докл. – Минск: Изд. центр БГУ, 2005. Т. 1. – С. 484 – 486.

11. *Лошак М.Г.* Прочность и долговечность твердых сплавов. – Киев.: Наукова думка, 1984. – 328 с.

About using of criteria of toughness for an estimation tool life of the cutting tool with CNB at turning of titanic alloys

D.Tc. Simsive

The paper proposes a method of estimating the life of the tool, equipped with cubic boron nitride (CBN), in turning titanium alloy by fatigue failure of its cutting part. The results of the calculation of life of the tool in comparison with the results of experimental studies published in the press.

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

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕПЛОЕ РАСШИРЕНИЕ КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ

*В.К. АФАНАСЬЕВ, доктор техн. наук, профессор
М.В. ПОПОВА, доктор техн. наук, доцент
(СибГИУ, г. Новокузнецк)*

Статья поступила 25 сентября 2012 года

Попова М.В. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42,
Сибирский государственный индустриальный университет, e-mail: m.popova@rdtc.ru

Приведены результаты дилатометрических исследований кремниевых сплавов, содержащих 30..49 % алюминия, в диапазоне температур испытания 50...450 °С. Изучены особенности влияния термической и термоциклической обработки на величину и характер изменения температурного коэффициента линейного расширения сплавов. Показано, что применение эффективных способов обработки расплава в сочетании с последующей термоциклической обработкой позволяет получить легкие сплавы инварного типа с температурным коэффициентом линейного расширения, не превышающим $7,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ в указанном диапазоне температур испытания.

Ключевые слова: алюминий, кремний, тепловое расширение, термическая обработка.

К настоящему времени накоплен обширный экспериментальный материал в области разработки сплавов Al–Si с контролируемым значением температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР, α) [1–8]. Поэтому можно сделать вывод, что несмотря на применение широкого диапазона воздействий на эти сплавы ТКЛР, их остается гораздо выше, чем у сплавов системы Fe–Ni (инваров). Инвары до последнего времени являются непревзойденным по ТКЛР материалом с $\alpha_{0-100} = 0...(1...2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, однако они имеют весьма существенный недостаток – высокую стоимость в сочетании с большим удельным весом [9].

Поскольку кремний – единственный элемент, который в наибольшей мере снижает ТКЛР и плотность алюминия, то естественно, что для поиска композиций более легких и с более низким ТКЛР необходимо перейти на вторую половину системы Al–Si, т. е. обратиться к сплавам Si–Al (кремниевым сплавам).

В табл. 1 приведены значения ТКЛР кремния и алюминия при различных температурах. Обращает на себя внимание явление сжатия кремния при минусовых температурах, сменяющееся малым расширением при плюсовых ($\alpha = 2,3...3,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при $t_{\text{исп}} = 27...500 \text{ °C}$). Для

алюминия характерно значительное снижение значений ТКЛР с $23,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при 100 °С до $9,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при (–250... –160) °С.

При обычных условиях кремний хрупок, пластичным он становится выше 800 °С. Он плавится при 1415 °С (с уменьшением объема ~ на 9 %), плотность $\rho = 2,33 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$. Кремний широко применяется в металлургии. Как легирующий элемент он очень сильно изменяет свойства любой основы, причем действие его часто трудно объяснимо. Особенно широко он применяется при производстве сталей, чугунов и алюминиевых сплавов.

Кремний может быть не только легирующим элементом, но и являться основой сплавов. Сплавы Si–Al, содержащие 50 и более процентов кремния, весьма хрупкие, поэтому их используют в основном в технике тонких покрытий в качестве мишеней для магнетронного распыления [10]. В связи с этим для анализа ТКЛР кремниевых сплавов нами была специально разработана серия технологических приемов по обработке расплава, измельчающих выделения кремнистой фазы, и, таким образом, позволяющих использовать кремниевые сплавы в качестве объекта для систематических исследований [6 и 7].

Таблица 1

Температурный коэффициент линейного расширения кремния и алюминия [9]

$t, ^\circ\text{C}$	α или $\bar{\alpha} \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$	$t, ^\circ\text{C}$	α или $\bar{\alpha}, 10^{-6} \text{ град}^{-1}$
кремний			
-233	-0,05	-3	2,27
-203	-0,59	27	2,33
-173	-0,31	20-500	2,40
-113	-0,65	500	3,00
-83	1,28	1000	3,30
алюминий			
-250... -160	9,10	200	24,55
-190 ... 0	18,00	300	25,54
-100 ... 20	19,50	400	26,53
0	22,58	500	27,52
100	23,57	600	28,50

Одним из наиболее эффективных приемов, повышающих технологическую пластичность кремниевых сплавов, является обработки расплава смесью карбонатов кальция и магния (доломитом). Согласно этому способу выплавка сплава Si – 49% Al предусматривала первоначальную обработку алюминиевого расплава твердым доломитом и последующее введение кремния по частям. Температура обработки и выстаивания не превышала 950 °С. Это одно из преимуществ разработанного способа обработки расплава, тогда как для других условий требуются алундовые тигли и повышение температуры расплава до 1150 °С. В последующем расплав после полного растворения кремния и выстаивания в течение 15–20 мин разливался в различные формы для изменения скорости кристаллизации. Имитация литья в земляную форму предусматривала охлаждение жидкости на асбесте, а имитация жидкой штамповки предусматривала быструю кристаллизацию между двумя стальными плитами. Дилатометрические образцы заливали в алюминиевый кокиль. ТКЛР определяли с помощью дифференциального оптического дилатометра системы Шевенара по методике, подробно описанной в [4].

При таких условиях приготовления продукты дегазации доломита довольно сильно насыщают расплав водородом. Как показал анализ микро-

структуры, содержание водорода, определяемое методом вакуумной экстракции, находилось в соответствии со степенью частичного разложения кремнистой фазы. Наибольшее разложение кремнистой фазы наблюдалось в образцах, охлаждавшихся на асбесте, при этом содержание водорода составляло $[H] = 5,4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла. При жидкой штамповке содержание водорода было меньше, а монолитность выделений кремнистой фазы больше при наименьшем их размере. При заливке в стальной кокиль объемная доля эвтектики меньше, а размер выделений кремнистой фазы больше. Количество водорода составляло для отдельно отлитых образцов, залитых в стальной кокиль и с имитацией жидкой штамповки, 1,68, 2,75 и 3,40 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ металла соответственно.

Следовательно, чем выше содержание водорода, тем в большей степени наблюдается разложение кремнистой фазы. Это позволило установить четкую связь между микроструктурой и величиной ТКЛР. Разложение кремнистой фазы и увеличение количества водорода сдвигают аномалию линейного расширения по температуре вправо.

Большим преимуществом кремниевых сплавов, обработанных доломитом, является их повышенная чувствительность к термической обработке. Проведено изучение поведения сплава

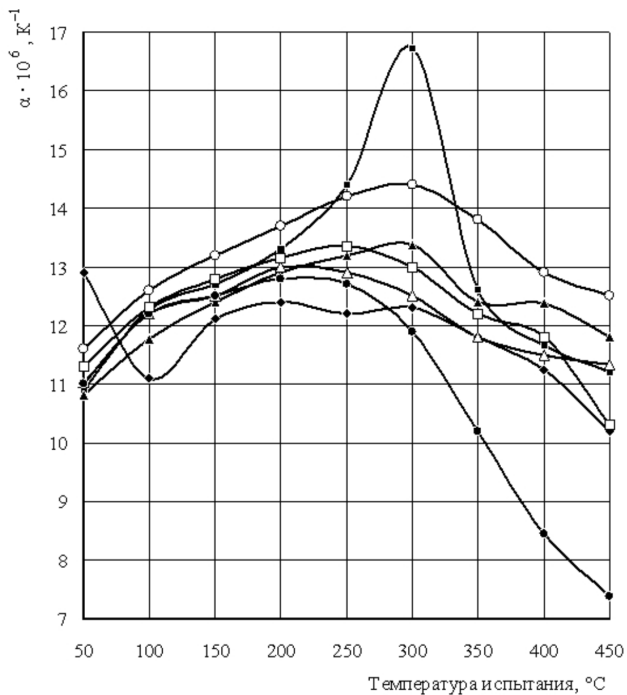


Рис. 1. Влияние предварительного нагрева ($\tau = 10$ ч, воздух) на линейное расширение сплава Si-49 %Al (обработка расплава $\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$):
 - \blacklozenge - без т/о; - \blacksquare - 100 °С; - \blacktriangle - 150 °С; - \triangleleft - 200 °С;
 - \bullet - 250 °С; - \circ - 300 °С; - \square - 350 °С

Si-49 %Al после нагрева в интервале 20...350 °С. Нагрев проводился в течение 10 ч, образцы охлаждались на воздухе. Результаты, представленные на рис. 1, наглядно показывают, что все изученные режимы термической обработки, кроме нагрева при 200...250 °С, создают аномалию по сравнению с литым состоянием.

Видно, что любой режим нагрева сплава, обработанного доломитом, увеличивает α , и только нагрев при 250 °С приводит к снижению α при $t_{\text{исп}} = 300...450$ °С. Следует отметить, что в этом случае появляется возможность получения довольно низких значений ТКЛР ($\alpha = 7,5-8,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при $t_{\text{исп}} = 400...450$ °С).

При изучении микроструктуры и измерении твердости установлено, что после нагрева при 200...250 °С травимость выделений кремнистой фазы увеличивается, а общая твердость сплава уменьшается с 430 до 270 НВ. Такое изменение твердости указывает на возможность растворения выделений кремнистой фазы, что может в последующем оказаться важным для проведения пластической деформации.

В связи с этим изучалось влияние температуры закалки на микроструктуру и тепловое расширение. Нагрев под закалку проводили при

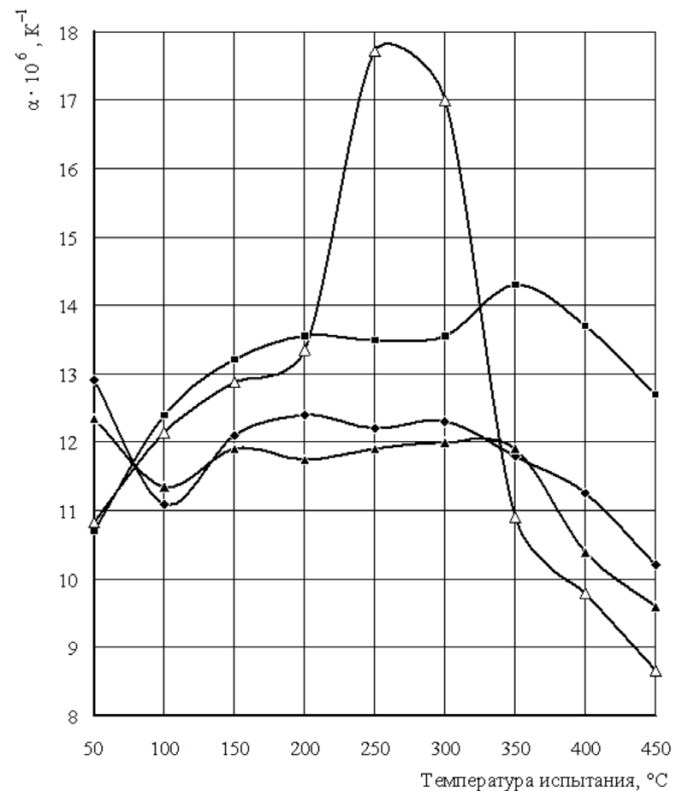


Рис. 2. Влияние температуры нагрева под закалку на линейное расширение сплава Si - 49 %Al ($\tau = 1$ ч, вода):

- \blacklozenge - без т/о; - \blacksquare - 500 °С; - \blacktriangle - 550 °С; - \triangleleft - 600 °С

температурах 500, 550 и 600 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением в воде. Результаты определения ТКЛР представлены на рис. 2. Наибольшему разложению кремнистой фазы соответствует наибольшая аномалия ТКЛР при $t_{\text{исп}} = 200-300$ °С и снижение его при $t_{\text{исп}} = 350-450$ °С. Эти результаты были дополнены нагревом образцов при температуре 600 °С в течение 1, 2 и 3 ч. Согласно диаграмме состояния Al-Si температура 600 °С означает выход в твердое состояние, однако в связи с большим количеством кремнистой фазы сплав в течение этого времени сохранял монолитность. Кремнистая фаза после трехчасовой выдержки наиболее растворена, что указывает на снижение ее коррозионной стойкости в одном и том же травителе. Разложение кремнистой фазы привело к общему увеличению содержания водорода в сплаве, которое достигало значений $5,86...6,05 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла. Естественно, что скорость охлаждения с одной и той же температуры нагрева определяет величину избыточного количества водорода. Наибольшую аномалию ТКЛР имеют образцы, охлажденные в воде (рис. 3). На основании ука-

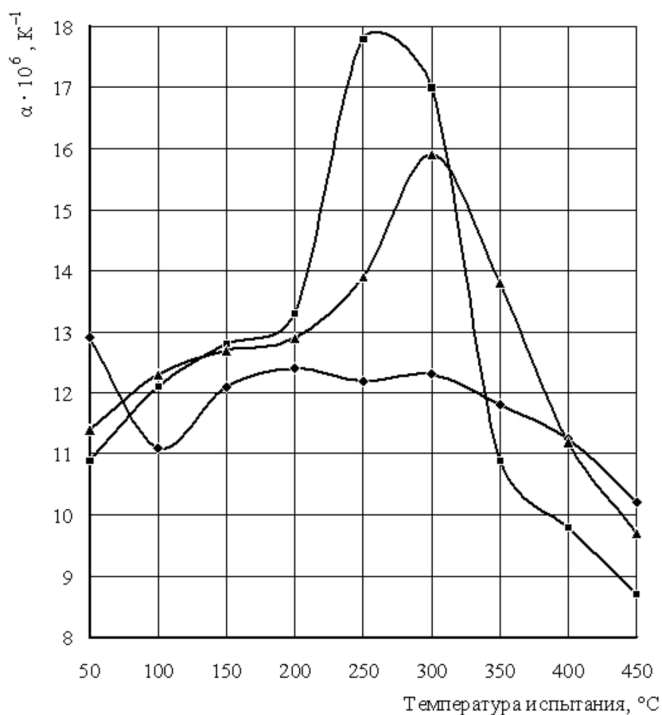


Рис. 3. Влияние среды охлаждения с 600 °С ($\tau = 1$ ч) на линейное расширение сплава Si – 4 9% Al (обработка расплава $\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$):

– \blacklozenge – без т/о; – \blacksquare – вода; – \blacktriangle – воздух

званного был сделан вывод о целесообразности применения нагрева только при 550 °С.

Для более эффективного воздействия на кремнистую фазу, а следовательно, на содержание водорода в сплаве и тепловое расширение, было изучено влияние термоциклической обработки (ТЦО), один цикл которой предусматривал нагрев при 550 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением в воде. Общее количество циклов было доведено до пяти. При изучении микроструктуры в шлифах обнаруживаются области значительной протяженности со «следами» кремнистой фазы. Такое интенсивное разложение сопровождается уменьшением микротвердости кремнистой фазы с 6200 до 4700 МПа. В соответствии с этим находится изменение ТКЛР (рис. 4). Следовательно, термоциклическая обработка, разлагая кремнистую фазу и увеличивая содержание водорода в сплаве, повышает ТКЛР и создает аномалию теплового расширения при $t_{\text{исп}} = 200 \dots 300$ °С.

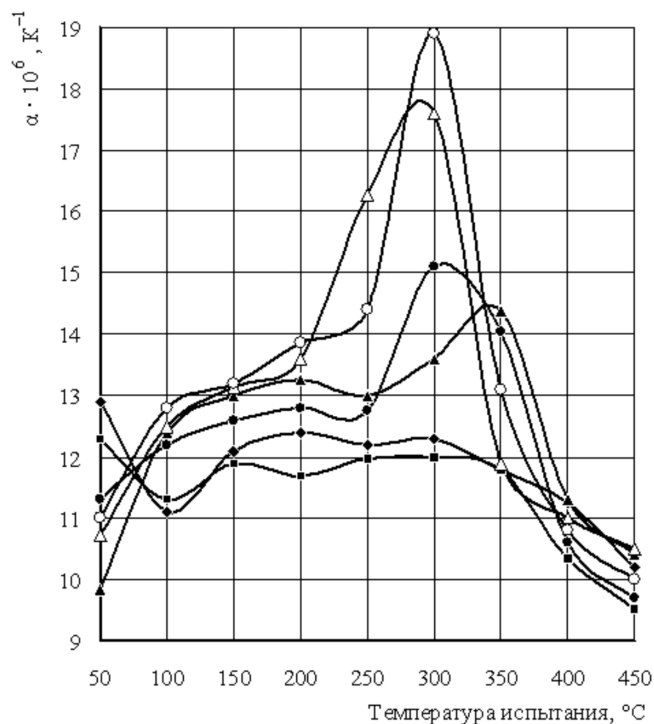


Рис. 4. Влияние термоциклической обработки на линейное расширение сплава Si – 49 % Al (1 цикл: 550 °С, $\tau = 1$ ч, вода):

– \blacklozenge – без т/о; – \blacksquare – 1 цикл; – \blacktriangle – 2 цикла; – \triangle – 3 цикла; – \bullet – 4 цикла; – \circ – 5 циклов

Было установлено, что сплавы Si–49 % Al в закаленном состоянии всегда имеют ТКЛР выше, чем после охлаждения на воздухе. В связи с этим на рис. 5 приведены весьма важные результаты для поиска путей получения «легких инваров», способных быть конкурентами

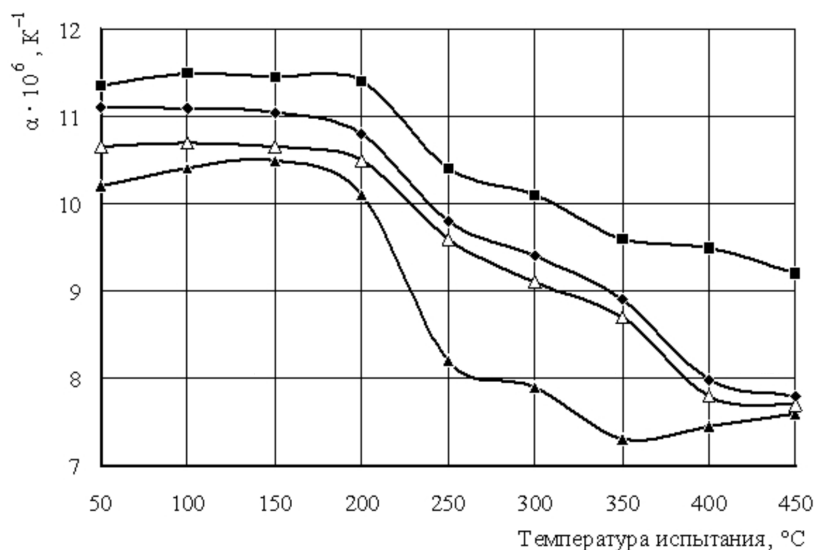


Рис. 5. Влияние температуры нагрева ($\tau = 5$ ч) на коэффициент линейного расширения сплава Si – 49 % Al:

– \blacklozenge – без т/о; – \blacksquare – 300 °С; – \blacktriangle – 450 °С; – \triangle – 500 °С

Влияние термоциклической обработки на тепловое расширение кремниевых сплавов (обработка расплава $\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$) (1 цикл – 550 °С, 1 ч, вода)

Количество циклов	Коэффициент линейного расширения, $\alpha \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$ при $t, \text{ }^\circ\text{C}$								
	50	100	150	200	250	300	350	400	450
Сплав Si – 35 % Al									
Исходный	8,8	8,9	9,0	10,5	10,4	7,9	7,6	7,1	6,0
3 цикла	7,8	7,7	6,9	6,8	6,6	6,2	5,8	5,2	5,2
4 цикла	9,0	9,1	9,2	8,4	8,9	10,5	7,6	3,2	1,8
Сплав Si – 30% Al									
Исходный	8,1	8,1	8,0	8,6	9,0	7,3	6,9	6,4	6,0
3 цикла	7,3	7,1	7,0	6,5	6,4	6,3	6,1	5,5	5,5
4 цикла	6,8	7,1	6,7	7,0	8,3	8,1	5,8	5,1	3,3

Fe-Ni-инваров. Установлено, что нагрев сплава Si–49 % Al при 300...500 °С существенно снижает ТКЛР при низких и высоких температурах испытания вплоть до получения значений $\alpha = 7,4\text{--}7,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Это указывает на перспективность применения термической обработки для получения «легких инваров».

Для подтверждения эффективного влияния ТЦО были проанализированы сплавы Si–30...35 % Al. Показано, что ТЦО сплава Si–35 % Al может привести к снижению ТКЛР до уровня $\alpha = 7,8\text{--}5,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (табл. 2). Уменьшение содержания алюминия в кремниевых сплавах до 30 % позволило установить возможность получения первого легкого сплава инварного типа с постоянным, не повышающимся ТКЛР после трех циклов обработки.

Для изученных сплавов также впервые получены значения $\alpha = 3,3\text{--}1,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при $t_{\text{исп}} = 400\text{--}450 \text{ }^\circ\text{C}$ после четырех циклов термообработки.

Таким образом, полученные результаты позволяют утверждать, что для создания «легких инваров» необходимо обращение к сплавам на

основе кремния с применением эффективных способов обработки расплава в сочетании с последующей термической обработкой. Применение «легких инваров» позволит получить большой экономический эффект при производстве космических аппаратов.

Список литературы

1. Афанасьев В.К. Об аномалии линейного расширения сплавов Al–Mg / В.К. Афанасьев, В.Л. Ухов, А.Н. Солопеко // Известия АН СССР «Металлы». – 1975. – № 5. – С. 89–91.
2. Афанасьев В.К. О новом способе дегазации металлов и сплавов / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, А.А. Копытько [и др.] // Металлургия машиностроения. – 2009. – № 4. – С. 4–10.
3. Афанасьев В.К. О влиянии кремния на тепловое расширение алюминия / В.К. Афанасьев, А.В. Горшенин, М.В. Попова и др. // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 6. – С. 23–26.
4. Афанасьев В.К. О линейном расширении алюминия при нагреве / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, В.Ф. Фролов, А.Н. Любушкина // Металлы. – 2002. – № 2. – С. 47–53.

5. *Афанасьев В.К.* О влиянии легирования на тепловое расширение алюминия / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.А. Ружило, В.Ф. Фролов // *Металлы.* – 2002. – № 6. – С. 32–38.

6. *Афанасьев В.К.* Легкие сплавы с малым тепловым расширением / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.А. Ружило. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2000. – 376 с.

7. *Афанасьев В.К.* Водород и свойства сплавов алюминия с кремнием / В.К. Афанасьев, И.Н. Афанасьева, М.В. Попова, В.В. Герцен, М.К. Сарлин. – Абакан: Хакасское книжное изд-во, 1998. – 186 с.

8. *Афанасьев В.К.* Водород и свойства алюминиевых сплавов / В.К. Афанасьев. – Кемерово: Изд-во «Полиграф», 2010. – 426 с.

9. *Таблицы физических величин: справочник / под ред. акад. И.К. Кикоина.* – М.: Атомиздат, 1976. – 1008 с.

10. *Патент 2184164, МКИ⁶ С22С 1/06.* Способ изготовления изделий из сплава на основе кремния / Ю.В. Кузьмич, Б.М. Фрейдин, В.И. Сербя [и др.] (Россия). – Заявл. 10.07.2000. – Оpubл. 27.06.2002.

Features of influence of thermal processing on thermal expansion of silicon alloys

V.K. Afanasyev, M.V. Popova

Results of dilatometric researches of the silicon alloys containing 30–49 % of aluminum, are given in a range of temperatures of test 50–450 °C. Features of influence of thermal and thermocyclic processing on size and nature of change of temperature factor of linear expansion of alloys are studied. It is shown that application of effective ways of processing расплава in a combination to the subsequent thermocyclic processing allows to receive easy alloys of invarny type with Temperature factor of linear expansion which is not exceeding $7,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ in the specified range of temperatures of test.

Key words: aluminum, silicon, thermal expansion, thermal processing.

ТЕХНОЛОГИЯ НАНЕСЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ СТАЛЬНЫХ ПОРШНЕВЫХ КОЛЕЦ

*Г.А. ОКОЛОВИЧ, доктор техн. наук, профессор
А.М. ГУРЬЕВ, доктор техн. наук, профессор
В.Н. ШАБАЛИН, канд. техн. наук, профессор
А.Е. СИЗОВА, аспирант
(АлтГТУ, г. Барнаул)*

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Околович Г.А. – 656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46. ФГБОУ ВПО «Алтайский
государственный технический университет им. И.И. Ползунова»
e-mail: mitom@mail.altstu.ru

Для улучшения прирабатываемости и повышения износостойкости разработана технология трехслойного упрочнения поверхности, которая включает карбонитрацию, ионную имплантацию нитрида титана с последующим сульфидированием.

Ключевые слова: хромирование, карбонитрация, нитрид титана, сульфидирование, твердость, износостойкость, прирабатываемость поршневые кольца.

Стальные компрессорные кольца изготавливают из пружинной проволоки 65Г, маслоъемные – из стали 20Х13 после холодной пластической деформации и термофиксации при температуре 560...580 °С. Такие высокие температуры нагрева позволяют применять упрочняющие режимы химико-термической обработки поверхности. Химико-термическую обработку применяют для повышения твердости и износостойкости, сопротивления усталостной и контактной выносливости.

Для изделий, работающих в условиях контактного трения, весьма большое значение имеет точность размеров после химико-термической обработки, причем лучшим является тот способ, после которого не нужна механическая обработка. В этом случае обеспечивается почти полный контакт поверхностей и исключаются ударные нагрузки, создающие обычно начальные условия разрушения.

Для улучшения эксплуатационной надежности и повышения срока службы материалы поршневых колец, особенно для двигателей внутреннего сгорания малой и большой мощности,

во многих случаях обрабатываются, чтобы повысить износостойкость и улучшить сохранение упругости. Но с увеличением износостойкости поршневых колец ухудшается прирабатываемость.

Поэтому приработка, т. е. обоюдное приспособление рабочих поверхностей кольца и цилиндра, может стать опасной для обеих названных деталей. Исключительно высокие удельные нагрузки, которые возникают при точечном соприкосновении (преимущественно в начале процесса приработки) между рабочими поверхностями, а также повышенная утечка газов на уплотнительных поверхностях, которая продолжается до образования соприкосновения по замкнутой линии, часто не дают возможности с самого начала вести эксплуатацию с полной нагрузкой и номинальными числами оборотов.

Поршневое кольцо можно считать «достаточно приработанным» в том случае, если оно уплотняет по всей окружности и при этом в любых условиях эксплуатации может нагружаться без опасения максимальной допустимой нагрузкой. Обычно же кольцо считается



«полностью приработанным» только тогда, когда металлическая зеркальная рабочая поверхность образовалась на всей рабочей поверхности кольца. Однако окончательное состояние рабочей поверхности кольца не является необходимой предпосылкой для безопасного выхода на полную нагрузку, так как это возможно и в том случае, когда, например, на кольцо нанесено вспомогательное покрытие для приработки, выдерживающее достаточную нагрузку, и это покрытие обеспечивает уплотнение. Таким образом, следует различать состояние полного уплотнения кольца и состояние его полной приработки; состояния эти могут достигаться в моменты весьма далеко отстоящие друг от друга по времени.

Для сокращения времени приработки и исключения повреждений или затруднений в процессе приработки можно использовать различные пути:

а) позаботиться о том, чтобы на рабочих поверхностях постоянно имелось столько смазочного масла, что исключается чрезмерное нагревание в отдельных точках рабочей поверхности вследствие очень высоких удельных давлений и прорыва горячих газов;

б) нанести на рабочую поверхность кольца поверхностный слой, который, равно как и возникающие из него продукты изнашивания, не приводил бы к заеданию с материалом цилиндров или колец;

в) искусственно улучшить процесс изнашивания наружных слоев поверхностей колец таким образом, чтобы поверхностное соприкосновение между кольцом и стенкой цилиндра, обеспечивающее нормальное уплотнение, образовалось быстрее, чем этого можно достичь, когда рабочие поверхности получили просто чистовую обточку.

Для улучшения прирабатываемости и повышения износостойкости нами разработана технология трехслойного упрочнения поверхности ПК, которая включает карбонитрацию, ионную имплантацию нитрида титана с последующим сульфидированием в электролитной плазме.

Нами выполнены исследования износостойкости ПК после хромирования, карбо-

нитрации и ионного азотирования. Карбонитрацию стальных маслоъемных поршневых колец из стали 20X13 ведут при разложении карбамида в расплаве солей или в газовой среде в интервале температур 540...580 °С в течение одного часа. Глубина карбонитридного слоя составляет 12...15 мкм при твердости HV 1158...1513.

Применение карбонитрации для обработки деталей обеспечивает повышение усталостной прочности на 50...80 %, резкое повышение сопротивления износу по сравнению с цементацией, нитроцементацией, азотированием. Полученные на поверхности нитридные фазы даже при отсутствии смазки не проявляют склонности к схватыванию.

Для устранения коробления маслоъемного поршневого кольца вследствие температурного воздействия при карбонитрации, а также диффузионного насыщения поверхности углеродом и азотом осуществляют алмазную притирку в гильзе со снятием карбонитридного слоя 3...4 мкм.

Последующее нанесение покрытия осуществляют путем ионной имплантацией нитридов титана T_iN_4 толщиной 5...7 мкм на поверхность карбонитридного слоя. Ионы титана высокой энергии разогревают поверхность до 600 °С и внедряются на глубину 1...2 мкм. Достоинство ионной имплантации обусловлено весьма низкими температурами процесса (500...600 °С), высокой твердостью нитрида титана (до HV 2400), отсутствием коробления изделий, что весьма важно для ажурных маслоъемных поршневых колец и необходимостью в доводочных операциях механической обработкой.

После этого для улучшения прирабатываемости поршневых колец и повышения адгезии покрытия к основе выполняют сульфидирование в электролитной плазме. Время обработки составляет 20...40 с. В результате образуется пористый слой Fe_2S толщиной 8...10 мкм и твердостью 915...1158 HV.

Сравнительные испытания износостойкости стальных маслоъемных ПК из стали 20X13 проводились после упрочнения различными способами и приведены в таблице.

Способы испытания износостойкости стальных масляеъемных ПК

Способ упрочнения	Микротвердость, HV ₁₀₀	Глубина слоя, мкм	Потеря веса, мг
Электролитическое хромирование	940...1088	30...40	35 за 13 ч
Ионное азотирование	915...1158	5...7	18 за 3 ч
Оксикарбонитрация в расплаве солей	1158...1513	10...12	33 за 12 ч
Газовая карбонитрация	1158...1513	12...15	23 за 15 ч
Карбонитрация + нитрид титана (TiN ₄) + сульфидирование	915...1188	18...20	12 за 15 ч

Выводы

1. Испытания показали, что карбонитридный слой не только не уступает хромированному, но и несколько превосходит его.

2. Наилучшие результаты достигаются после нанесения трехслойного упрочнения: карбонитрация, осаждение нитридов титана и сульфидирования, которые в два раза превосходят традиционное хромирование.

Список литературы

1. *Патент* 2386726 РФ, заявл. 01.10.08; опубл. 20.04.10, Бюл. № 11. Способ упрочнения поверх-

ностей стальных поршневых колец / Г.А. Околович, А.М. Гурьев, А.Г. Околович.

2. *Чаттерджи Фишер Р.* Азотирование и карбонитрация / Р. Чаттерджи Фишер. – М. Металлургия, 1986. – 324 с.

3. *Прокошкин Д.А.* Химико-термическая обработка металлов – карбонитрация / Д.А. Прокошкин. – М. : Металлургия, 1984. – 240 с.

4. *Патент* 2109075 Российская Федерация, МПК⁷ С21Д9/22С23, С8/26. Способ упрочнения поверхностей стальных изделий / Г.А. Околович, Л.Т. Аксенова, Т.Г. Шарикова, И. В. Околович; заявитель и патентообладатель Алт. гос. тех. ун-т. – № 96105231/02; заявл. 19.03.96; опубл. 20.04.98, Бюл. № 11.

Technology for deposition of wear-resistant coating f piston rings

G.A. Okolovich, A.M.. Guriev, V.N.Shabalin, A.E.Sizova

To improve the running-in wear resistance and developed technology-layer surface hardening, which includes karbonitratsiyu, ion implantation of titanium nitride, followed by sulfidation

Key words: chrome, karbonitratsiya, titanium nitride, sulphidation, hardness, wear resistance, running-in., Piston rings.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КАЛЬЦИЕВОГО МОДИФИКАТОРА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ДЕТАЛИ «РАМА БОКОВАЯ»

*Г.А. ОКОЛОВИЧ, доктор техн. наук, профессор
А.В. ГАБЕЦ, аспирант
Е.О. ЧЕРТОВСКИХ, аспирант
(АлтГТУ, г. Барнаул)*

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Околович Г.А. – 656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46. ФГБОУ «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова»
e-mail: mitom@mail.altstu.ru

В результате микролегирования повышается чистота стали 20ГФЛ по неметаллическим включениям и достигается стабильность механических свойств.

Ключевые слова: рафинирование, кальций, микролегирование, ударная вязкость, неметаллические включения.

Отливка детали «Рама боковая» производится на Рубцовском филиале ОАО «Алтайвагон». Рама боковая является основным элементом тележки грузового вагона. В работе боковая рама воспринимает статические, вертикальные динамические и продольные нагрузки, а также воздействие крутящего моментов при движении вагона во время поворота. При этом основная часть динамических нагрузок носит циклический характер.

В связи с дефицитом качественных шихтовых материалов на рынке черного металла в настоящее время является актуальным применять в производстве стали кальцийсодержащую проволоку, как один из способов повышения чистоты стали по неметаллическим включениям. С учетом зарубежного опыта при всем многообразии применяемых порошковых проволок с наполнителями из SiCa, CaAl, CaFe, FeB, FeTi, FeV обработка расплава кальцийсодержащими наполнителями отрабатывается в технологии сталеплавления.

Ввод кальция в жидкий металл существенно влияет на содержание кислорода в расплаве, рафинирование от нежелательных примесей, состояние и количество неметаллических включений. Обработка металлургических расплавов кальциевой порошковой проволокой благопри-

ятно сказывается на формировании равноосной зернистой структуры. Кроме этого обработка позволяет устранить образование кристаллических остроугольных включений, являющихся концентраторами напряжений и очагов разрушения металла при низких температурах и больших мгновенных нагрузках, что очень важно для сталей ответственного назначения [1].

Микролегирующее действие кальция проявляется в повышении пластических и одновременно прочностных свойств стали при обеспечении заданного остаточного содержания кальция. При этом устраняется отрицательное влияние глинозема в расплаве и готовой продукции. Ввод в жидкий металл порошковой проволоки с наполнителем из смеси кальция и железа обеспечивает взаимодействие кальция с включениями глинозема и превращение их в легкоплавкие алюминаты кальция, смываемые со стенок разливочного стакана струей жидкого металла. В результате разливочный стакан значительно дольше сохраняет свои размеры, и процесс истечения металла из ковша происходит без отклонений от заданного режима.

Усвоение кальция расплавом металла зависит от интенсивности испарения кальция на различной глубине расплава при температурах сталеварения. Стальная оболочка порошковой про-

Химический состав стали марки 20 ГФЛ

Состояние состава	C, %	Mn, %	Si, %	S, %	P, %	Ni, %	Cu, %	V, %	Al, %
Нормативный	0,17...0,25	0,9...1,40	0,3...0,5	Не более 0,03	Не более 0,04	Не более 0,3	Не более 0,3	0,07...0,13	0,02...0,06
После микро- легирования Са	0,2	1,089	0,39	0,016	0,016	0,1	0,12	0,064	0,03

локи обеспечивает доставку кальция на такую глубину стальной ванны (около 1,2 м), где ферростатическое давление примерно равно упругости его пара (около 0,15 МПа при 1600 °С) [2], что снижает потери кальция на испарение. При вводе проволоки в расплав металла усвоение кальция повышается, так как железная дробь, имеющая значительно меньшую по сравнению с порошком железа удельную поверхность, расплавляется медленнее, что обеспечивает более плавное и длительное протекание эффекта «температурного балласта», ведущее к повышению усвоения кальция (до 30 %) металлом, локально вводимого в большом количестве в расплав.

Использование трайб-аппарата позволяет вводить проволоку диаметром от 8 до 16 мм. Проволока поставляется в бобинах и подается в стопорный восьмитонный сталеразливочный ковш. С целью увеличения эффекта модифицирования во всем объеме металла применяли продувку газообразным аргоном высокой чистоты ТУ 6-21-12-94 в течение четырех минут через щелевую фурму, расположенную в подине ковша, под давлением 0,2...0,3 МПа.

Для проведения эксперимента была выбрана кальцийсодержащая проволока Ø13 мм, состоящая из механической смеси железной дроби 70 %-го и 30 %-го кальция. Длина вводимой проволоки составила 20 м, общий вес кальция составил 3 кг.

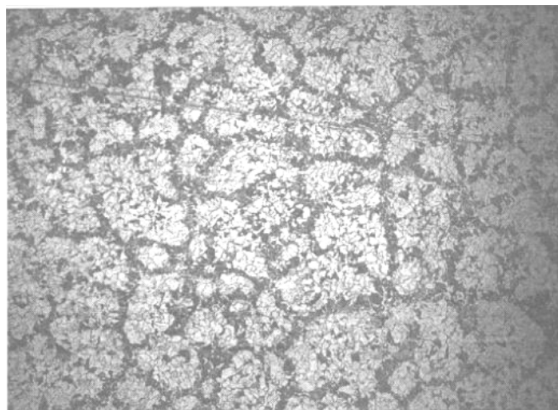


Рис. 1. Структура литой стали 20ГФЛ, ×100

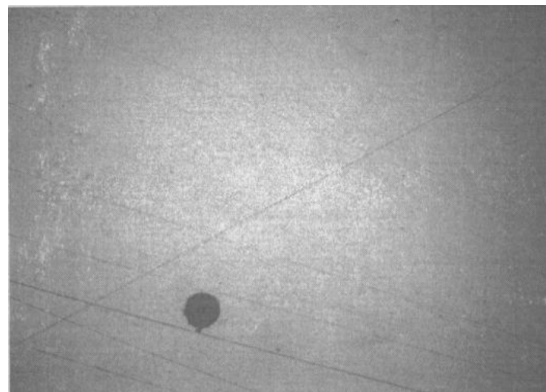


Рис. 2. Микрошлиф стали 20ГФЛ с единичным глобулярным включением, ×100

Остаточное содержание Са в стали составило 0,001 %. По результатам проведенных механических испытаний стали, легированной Са, временное сопротивление при требовании ОСТ 32.183-2001 не менее 490 МПа составило фактически 530 МПа, требуемый предел текучести от 294 до 343 МПа (фактический 335 МПа), требуемое относительное удлинение не менее 20 % (фактическое 29 %), требуемое относительное сужение 30 % (фактическое 45 %), требуемая ударная вязкость КСУ^{-60°C} не менее 24,5 Дж/см² (фактическая 50,6 и 40,5 Дж/см²), требуемая ударная вязкость КСВ^{-60°C} не менее 16,7 Дж/см² (фактическая 17,7 и 17,1 Дж/см²).

Металлографические исследования проводились после нормализации 935...960 °С



Рис. 3. Микрошлиф рядовой стали 20ГФЛ, ×100

в проходной мазутной печи. Микроструктура ферритно-перлитная, мелкозернистая, с выделением перлита в виде перлитной сетки (рис. 1). Величина зерна соответствует 8 баллу шкалы 1 ГОСТ 5639-82. При металлографическом исследовании полированного образца из 25 полей зрения на одном обнаружено единичное глобулярное включение 2-й группы (рис. 2). На всех образцах наблюдались мелкие точечные оксидные включения 1 балл по ГОСТ 4967-2009. Микрошлифы рядовых плавках зачастую имеют 2 балла загрязненности стали (рис. 3) по неметаллическим включениям, среди которых присутствовали включения сульфидов и единичные включения алюмосиликатов.

Выводы

1. Применение кальцийсодержащей проволоки совместно с продувкой аргоном обеспечивает повышение чистоты стали по неметаллическим включениям в два раза.

2. Выявлена стабильность в показаниях результатов механических испытаний стали, особенно в части сходимости результатов испытаний на ударную вязкость ($KCV^{-60^{\circ}C}$) – 17,7 и 17,1 Дж/см². На основе полученных значений работы, затрачиваемой на развитие трещин, можно утверждать, что микролегирование Са приводит к однородности макроструктуры.

3. Присутствующие неметаллические включения в стали 20ГФЛ имеют сферическую форму, оказывающую благоприятное влияние на прочностные свойства стали.

Список литературы

1. Бигеев А.М., Бигеев В.А. Металлургия стали. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ, 2000.
2. Внепечная обработка расплава порошковыми проволоками / Д.А. Дюдкин, С.Ю. Бать, С.Е. Гринберг и др. – Донецк: Изд-во ООО «Юго-Восток», 2002.
3. Кудрин В.А. Внепечная обработка чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1992. – 336 с.

Investigation of calcium modifier for the manufacture of parts “frame side”

G.A. Okolovich, A.V. Gabets, E.O. Chertovskikh

As a result of increased purity micro alloying steel 20GFL non-metallic inclusions and achieved stability of mechanical properties.

Key words: refinement, calcium, micro alloying, impact strength, non-metallic inclusions.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МИКРОСТРУКТУРУ МАТЕРИАЛА МАРКИ М1

А.В. ГУСЬКОВ, канд. техн. наук, доцент
Н.О. ДРАНЬКОВ, студент
К.Е. МИЛЕВСКИЙ, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 10 октября 2012 года

Драньков Н.О. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет, e-mail: nikitadrnkov@gmail.com

Рассмотрено влияние способа обработки, состоящего из прокатки, ударно-волнового и комбинированного нагружения, на механические характеристики материала М1 и микроструктуру с графическим представлением связей между механическими характеристиками и микротвердостью.

Ключевые слова: материал М1, предел прочности, предел текучести, ударно-волновое нагружение, прокатка, комбинированное нагружение.

Введение

Способы обработки металлов давлением можно разделить на низкоскоростные (прокатка, осадка и т. д.) и высокоскоростные. Соответственно, когда скорость деформации меньше скорости звука в данном материале, – это низкоскоростная обработка, а когда скорость деформации больше скорости звука в обрабатываемом материале, – это высокоскоростная обработка. Оба способа влияют на изменение механических свойств материала и для их определения используют испытание на растяжение, при котором до начала образования шейки создается линейное напряженно-деформированное состояние. Данная методика требует вырезки образцов из изделий и относится к разрушающему методу контроля. Существуют и неразрушающие методы контроля, один из которых – измерение твердости, для которого экспериментально получена зависимость между характеристиками прочности и твердостью [1]:

$$\sigma = k(HB), \quad (1)$$

где k – корреляционный коэффициент, зависящий от марки стали, HB – твердость. Используя данную зависимость, можно определить значения предела прочности σ_b и предела текучести

σ_t , не изготовляя и не испытывая на разрыв образцы из данного материала. При этом следует учитывать, что при низкоскоростном упрочнении изменение механических характеристик происходит за счет активной деформации зерен, а при высокоскоростном упрочнении изменения незначительны, так как все процессы протекают внутри зерна [2].

Цель данных экспериментальных исследований – установление зависимостей предела текучести и предела прочности от микротвердости H_V для процесса прокатки, взрывной обработки, а также комбинированной обработки (прокатка + ударно-волновое нагружение (УВ), УВ + прокатка) и установления соответствия между полученными значениями механических характеристик при одинаковых значениях микротвердости, полученной разными способами обработки. Так как данные зависимости известны для низкоскоростных способов обработки, то основное внимание при определении значений σ_b и σ_t уделялось высокоскоростному упрочнению.

Материал и методика эксперимента

В качестве материала для исследования выбран модельный пластичный материал – листовая медь марки М1 в состоянии поставки. Для

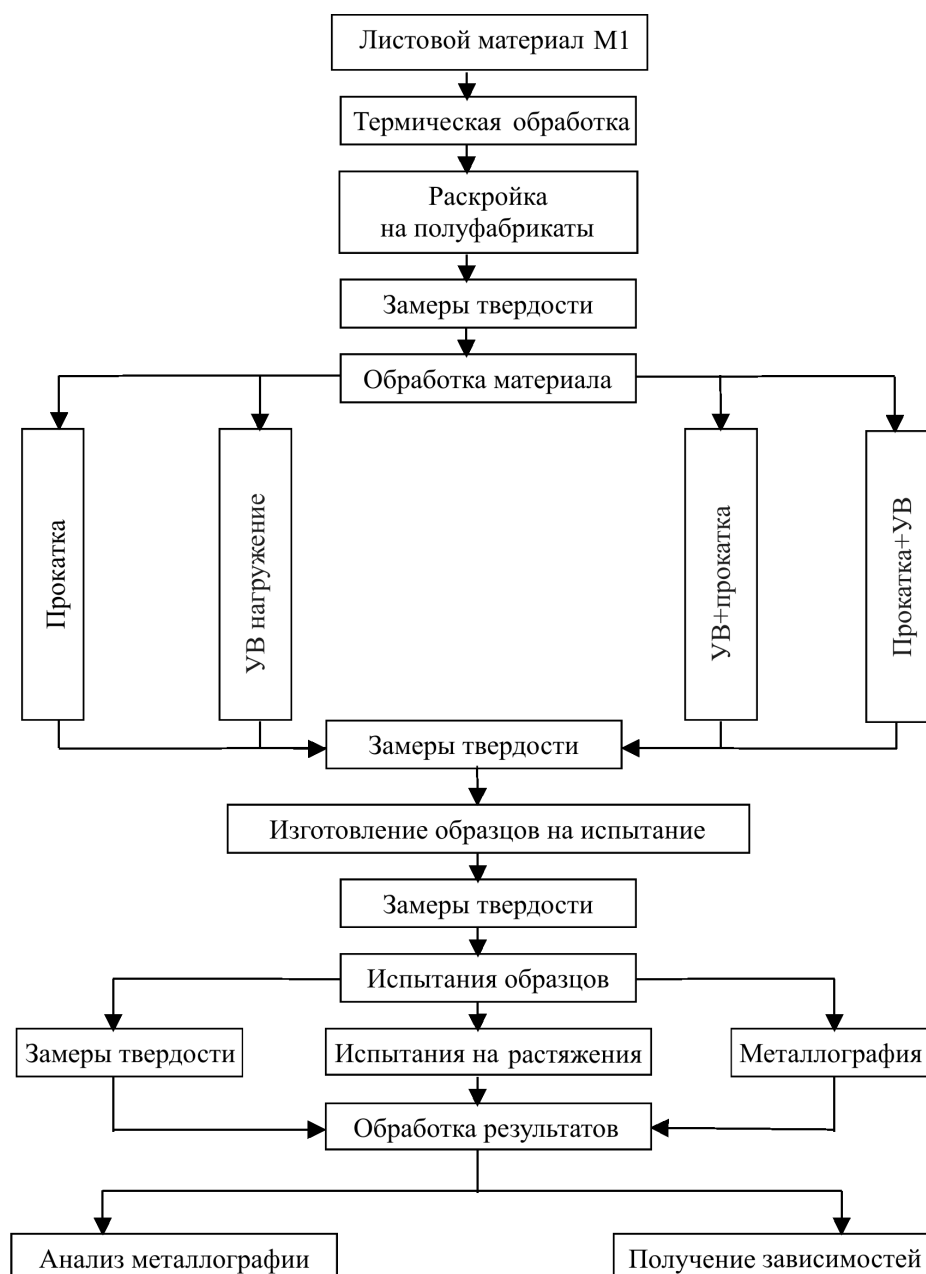


Рис. 1. Методика проведения эксперимента

определения зависимостей $H_V = f(\sigma_b)$ и $H_V = f(\sigma_r)$ нами предложена методика проведения эксперимента (рис. 1). Исходный лист подвергался термической обработке с целью снятия внутренних напряжений после предварительной обработки для восстановления изотропных свойств материала. В дальнейшем лист раскраивался на полосы. На каждой полосе проведены замеры твердости (по краям и в центре). Результаты замеров подтвердили, что значения твердости у всех пластин одинаковы. Далее, для проведения нагружения различными способами (прокатка, УВ нагружением и комбинированное нагружение), полосы раскраивались на полуфабрикаты в виде

брусков с размерами $20 \times 10 \times 100$ (мм), которым были присвоены числовые обозначения.

Прокатка. Для обработки прокаткой (рис. 2, а) использовались подготовленные полуфабрикаты под номерами 1–3, 6–9, 13, 15–18. При прокатке деформация определяется по формуле

$$\varepsilon = [(h_0 - h_1)/h_0]100 \%, \quad (2)$$

где h_0 – номинальная высота; h_1 – конечная высота.

Задаваясь рядом степеней деформации 10, 20, 30, 40, 50, 65, 75, 85, 90 %, по формуле (2) определялась величина h_1 , и до этой величины происходила раскатка образцов [3]. Полученные

Таблица 1

Результаты прокатки

Номер заготовки	1, 7	2, 3	4, 13	8	6	9	17	15	16	18
$\varepsilon, \%$	0	10	20	30	40	50	65	75	85	90
h_1	8,9	8,0	7,1	6,2	5,3	4,5	3,0	2,2	1,3	0,89

данные о степенях деформации и номерах полуфабрикатов представлены в табл. 1.

Степень деформации ε , равная 10 %, достигалась за один проход, остальные степени деформации были получены после многократных прокаток (например, $\varepsilon = 65 \%$ – за 16 проходов, $\varepsilon = 90 \%$ – за 24 прохода). После этого на прокатанных заготовках были сделаны замеры твердости НВ и НРВ (табл. 2). Также от каждого прутка были отрезаны образцы для изготовления микрошлифов.

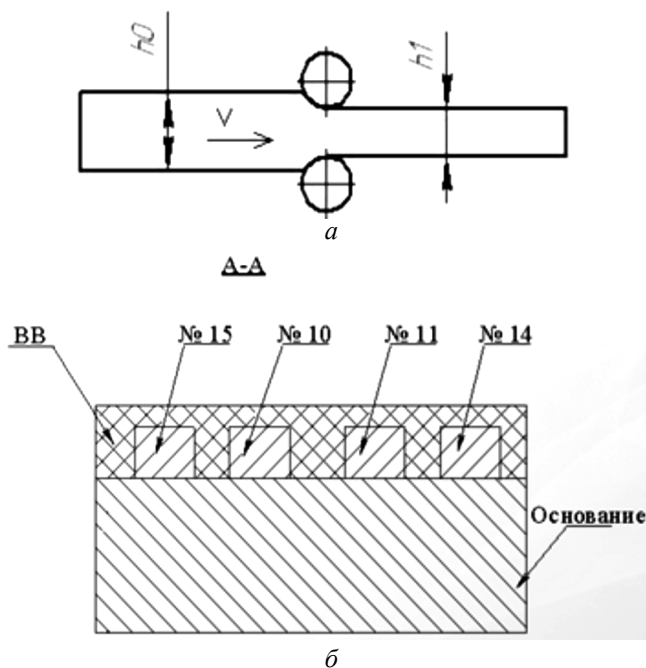


Рис. 2. Схема обработки:

а – прокатка; б – ударно-волновое нагружение

Ударно-волновое нагружение.

Для обработки ударно-волновым способом (рис. 2, б) использовались четыре заготовки: заготовки № 5, 10 обрабатывались с давлением 10 ГПа и использованием гексогена, а № 11, 14 – с давлением 6 ГПа и использованием аммонита 6ЖВ; заготовки были

закреплены винтами на стальной подложке толщиной 40 мм. Так как использовались насыпные взрывчатые вещества (ВВ) с $\rho = 1,0 \text{ г/см}^3$, то была сделана картонная коробка по периметру подложки с таким условием, чтобы ее высота была на 10 мм выше уровня заготовок. Расположение прутков и ВВ обеспечивало отсутствие растекания материала. Полученная сборка заполнялась ВВ на высоту 10 мм над уровнем прутков. Вся сборка собиралась на столе во взрывной камере. Далее к готовой сборке подсоединялся детонирующий шнур с высоковольтным детонатором, и производился подрыв.

Комбинированное нагружение

а) Ударно-волновое нагружение + прокатка.

Обработанные взрывом образцы № 10 и 11 в дальнейшем подвергались прокатке со степенью деформации ε , равной 10 и 20 % соответственно.

б) Прокатка + ударно-волновое нагружение.

Подвергалась прокатанная заготовка со степенью деформации ε , равной 20 %, полученной прокаткой (отрезанная от заготовки № 4; далее ее номер – № 12).

В дальнейшем на всех образцах была замерена твердость (табл. 2).

Проведение механических испытаний.

Для проведения механических испытаний на установке Р-5 из всех заготовок (исходных, прокатанных, обработанных УВ) изготавливались

Таблица 2

Результаты замеров твердости после нагружения

Вид обработки	Отжиг	$\varepsilon = 10 \%$	$\varepsilon = 20 \%$	$\varepsilon = 30 \%$	$\varepsilon = 40 \%$	$\varepsilon = 50 \%$	$\varepsilon = 65 \%$	$\varepsilon = 75 \%$	$\varepsilon = 85 \%$	$\varepsilon = 90 \%$
Номер заготовки	1 и 7	2 и 3	4 и 13	8	6	9	01	15	16	18
НВ	46	76	83	89	92	95	100	106	110	–
	УВ нагружение				Комбинированное нагружение					
Вид обработки	$P = 10 \text{ ГПа}$	$P = 6 \text{ ГПа}$		$\varepsilon = 20 \% + P = 10 \text{ ГПа}$		$P = 10 \text{ ГПа} + \varepsilon = 10 \%$		$P = 6 \text{ ГПа} + \varepsilon = 20 \%$		
Номер заготовки	5	14		12		10		11		
НВ	81	74		87		85		92		

Результаты замеров микротвердости

Вид обработки	Прокатка									
	Отжиг	$\varepsilon = 10\%$	$\varepsilon = 20\%$	$\varepsilon = 30\%$	$\varepsilon = 40\%$	$\varepsilon = 50\%$	$\varepsilon = 65\%$	$\varepsilon = 75\%$	$\varepsilon = 85\%$	$\varepsilon = 90\%$
Номер заготовки	7	3	13	8	6	9	01	15	16	18
H_V , МПа	518,42	776,16	888,86	1019,2	1150,52	1151,5	1189,72	1250,48	1252,44	1274
	УВ нагружение					Комбинированное нагружение				
Вид обработки	$P = 10$ ГПа		$P = 6$ ГПа		$\varepsilon = 20\% + P = 10$ ГПа		$P = 10$ ГПа + $\varepsilon = 10\%$		$P = 6$ ГПа + $\varepsilon = 20\%$	
Номер заготовки	5		14		12		10		11	
H_V , МПа	892,78		808,5		1065,26		928,06		1029	

образцы согласно ГОСТ 1497 по 6 штук на каждый вид обработки. Испытания на разрыв производились на двух скоростях нагружения: 0,86 и 0,14 мм/с. На основе обработки результатов построены экспериментальные зависимости: $\sigma_T = f(\varepsilon)$ и $\sigma_B = f(\varepsilon)$ (рис. 3, а).

Металлографический анализ

Микротвердость измерялась на предварительно подготовленных и протравленных микрошлифах. Измерение проводилось с шагом 300...400 мкм. Результаты измерения микротвердости представлены в табл. 3. Также был

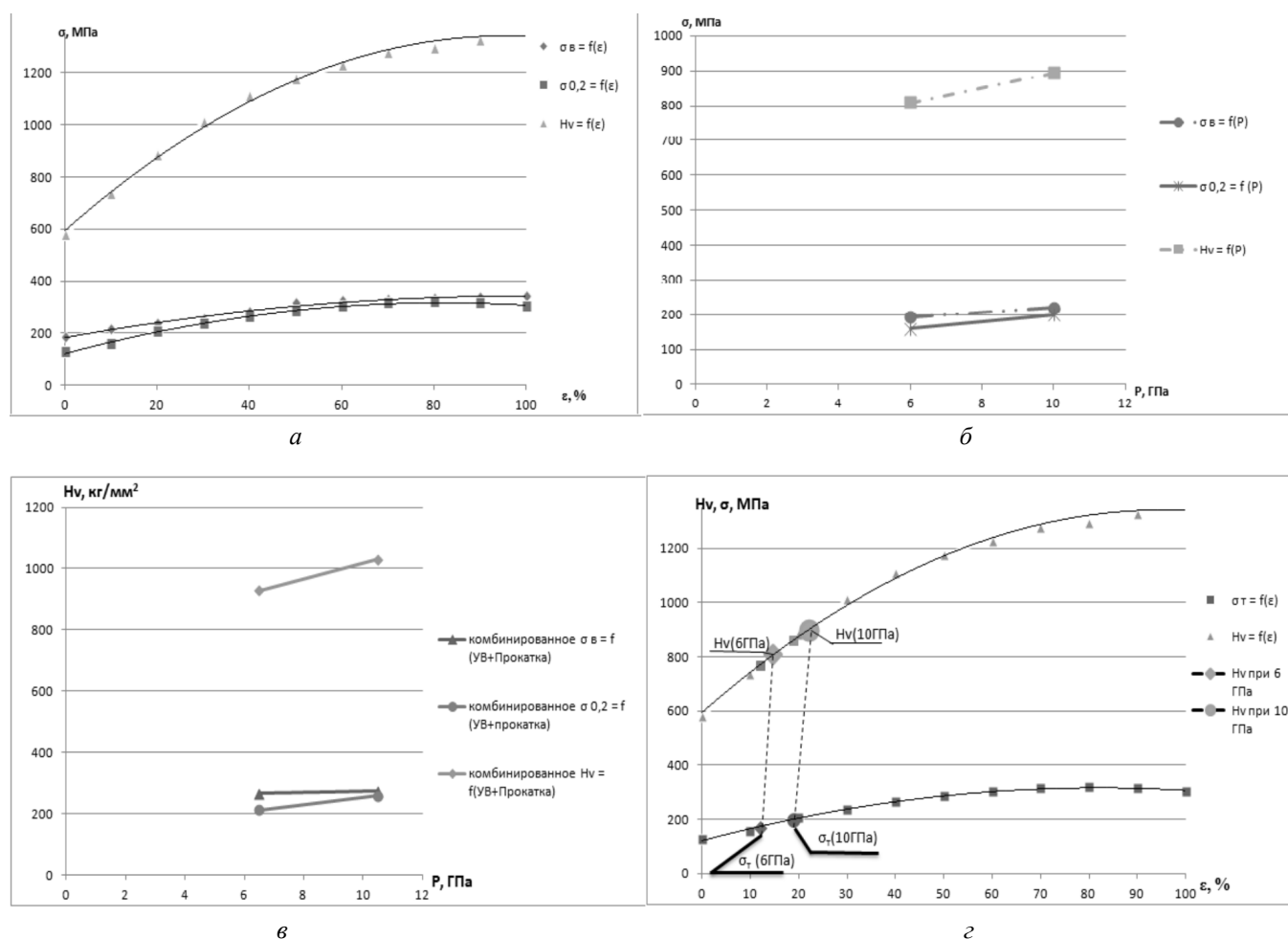


Рис. 3. Графики зависимостей:

а – предела прочности, предела текучести и микротвердости от степени деформации при прокатке; б – предела прочности, предела текучести и микротвердости от величины давления при ударно-волновом нагружении; в – предела прочности, предела текучести и микротвердости от величины давления и степени деформации при комбинированном нагружении; г – сравнение величины микротвердости при прокатке и УВ нагружении

проведен металлографический анализ структуры материала с использованием микроскопа «Неофот – 21».

Обсуждение результатов

Результаты механических испытаний на растяжение показали, что при прокатке отожженного материала до степени деформации 10 % резко возрастает предел текучести σ_T (почти в два раза), в то время как предел прочности σ_B увеличивается только на 13 %.

При УВ нагружении предел текучести σ_T возрастает на 70 %, а предел прочности σ_B – на 11 % по сравнению с отожженным образцом. При сравнении механических характеристик после комбинированного нагружения с характеристиками отожженного образца установлено, что σ_T увеличивается на 120 %, а σ_B – на 75 %.

Область пластических деформаций при комбинированном нагружении уменьшилась. Разрушение образцов происходит при $\varepsilon = 0,12 \dots 0,15$. После прокатки до степени деформации $\varepsilon = 10\%$ и УВ нагружения разрушение образцов происходит при $\varepsilon > 0,3$.

По данным результатов определены средние значения всех величин, по которым построены графики зависимости предела прочности, предела текучести и микротвердости от степени деформации при прокатке (рис. 3, а), величины давления при ударно-волновом нагружении (рис. 3, б), от величины давления и степени деформации при комбинированном нагружении

(рис. 3, в). Так же был построен график сравнения микротвердости при прокатке и УВ нагружении (рис. 3, з).

На рис. 3, з представлены графики, на которых на кривую $\sigma_T = f(\varepsilon)$ для прокатки нанесены значения предела текучести σ_T для УВ нагружения при 6 и 10 ГПа. Также на кривой $H_V = f(\varepsilon)$ для прокатки отмечены значения микротвердости H_V для УВ нагружения при 6 и 10 ГПа. При анализе данной зависимости видно, что значения σ_T для УВ нагружения при 6 и 10 ГПа соответствуют значениям степени деформации при прокатке 12 и 18 %. При этих значениях степени деформации значения микротвердости равны 770 и 860 МПа соответственно. Однако при нанесении на кривую $H_V = f(\varepsilon)$ для прокатки значений микротвердости H_V для УВ нагружения получаем, что значения микротвердости при прокатке отличаются от значений микротвердости при УВ нагружении и равны 810 и 900 МПа соответственно. Таким образом, в случае оценки предела текучести σ_T или предела прочности σ_B материала после УВ нагружения по зависимости $\sigma_T = f(H_V)$ мы будем занижать значение микротвердости после прокатки.

Так же построены зависимости между пределом прочности и микротвердостью (рис. 4, а) и пределом текучести и микротвердостью (рис. 4, б).

Анализ графиков показал, что прямые имеют разные углы наклона, а следовательно, имеют разные зависимости. Это говорит о том, что при УВ нагружении мы получаем микротвердость

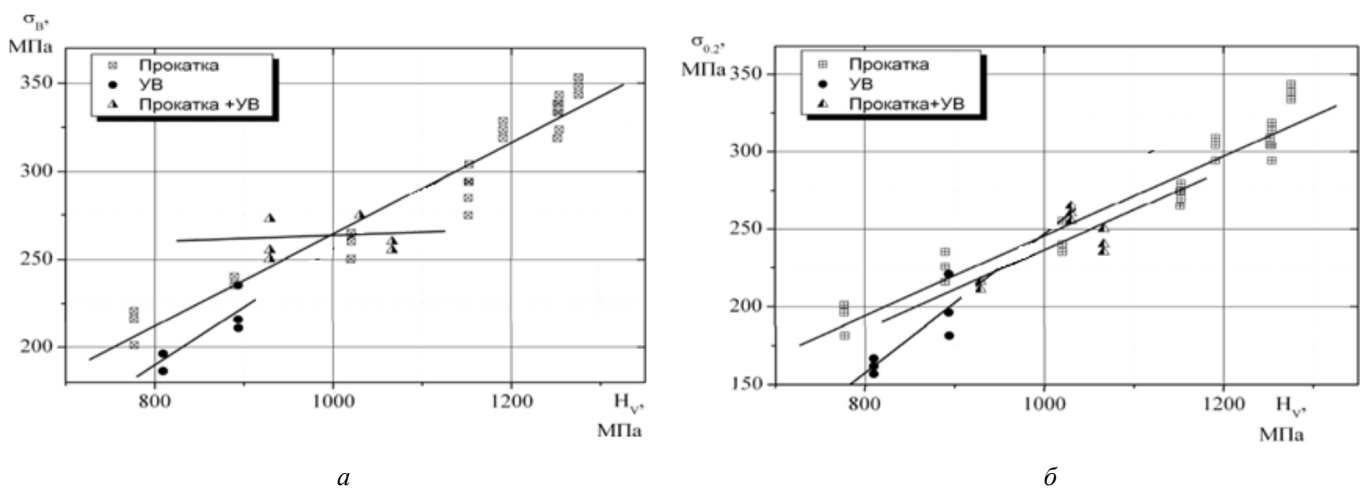


Рис. 4. Графики зависимостей:

а – предела прочности от микротвердости; б – предела текучести от микротвердости

материала выше, а степень его деформации меньше. Следовательно, после УВ нагружения, у материала остается большой запас по пластичности.

Анализ микроструктуры материала

Образцы для исследования микроструктуры материала изготавливались параллельно с образцами для динамических испытаний из того же исходного материала. При анализе микроструктуры исследуемого материала было замечено, что при степени деформации ϵ , равной 30 %, происходит практически полный разворот зерен в направлении прокатки. До 30 % деформации зерна практически не деформируются и по своим размерам близки к исходным (рис. 5). В дальнейшем происходит накопление деформации вдоль прокатки, изменение формы зерен, образование текстуры [4].

При сравнении структуры исходного и обработанного взрывом материала с давлением 10 и 6 ГПа (рис. 6) изменения в структуре при оптическом увеличении незаметны. Размеры и форма зерна сохраняются. Аналогичная картина нами наблюдалась и при исследовании стали Гадфильда, что подчеркивает наличие общих за-

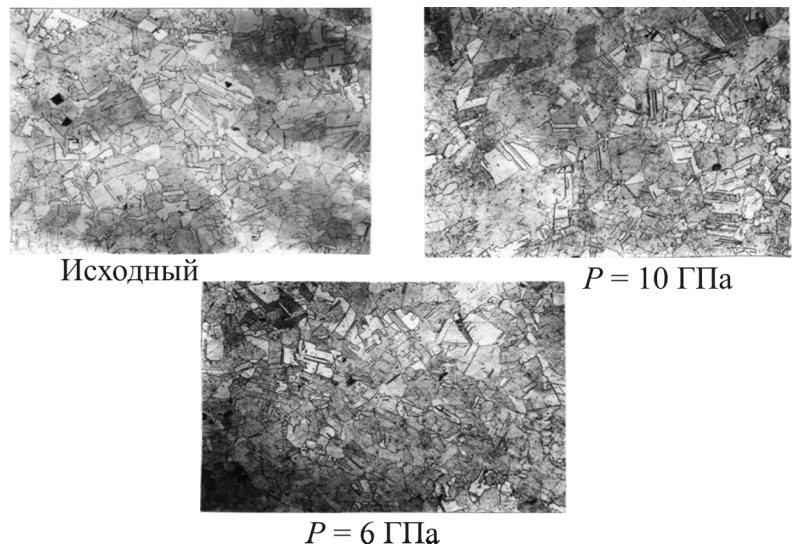


Рис. 6. Анализ микроструктуры после УВ нагружения

кономерностей деформирования у разных материалов [5].

Микроструктура материала, деформированного с $\epsilon = 20$ %, почти не отличается от структуры материала, обработанного УВ с $P = 10$ ГПа предварительно деформированного на такую же величину.

У материала со степенью деформации 20 % замечен лишь разворот зерен без их изменения, а у обработанного УВ с давлением 6 ГПа и затем прокатанного с $\epsilon = 20$ % наблюдается не столько разворот зерен, сколько их изменение (рис. 7).

При сравнении структуры материала со степенью деформации 10 % и материала, обработанного взрывом с давлением $P = 10$ ГПа, а затем прокатанного на 10 %, разница не обнаруживается.

Следовательно, можно сделать вывод, что обработка ударными волнами не изменяет или очень мало изменяет структуру материала, наблюдаемую в оптический микроскоп. Но вместе с этим существует увеличение прочности, твердости, следовательно, по структуре материала, обработанного ударными волнами, не всегда можно судить об его упрочнении.

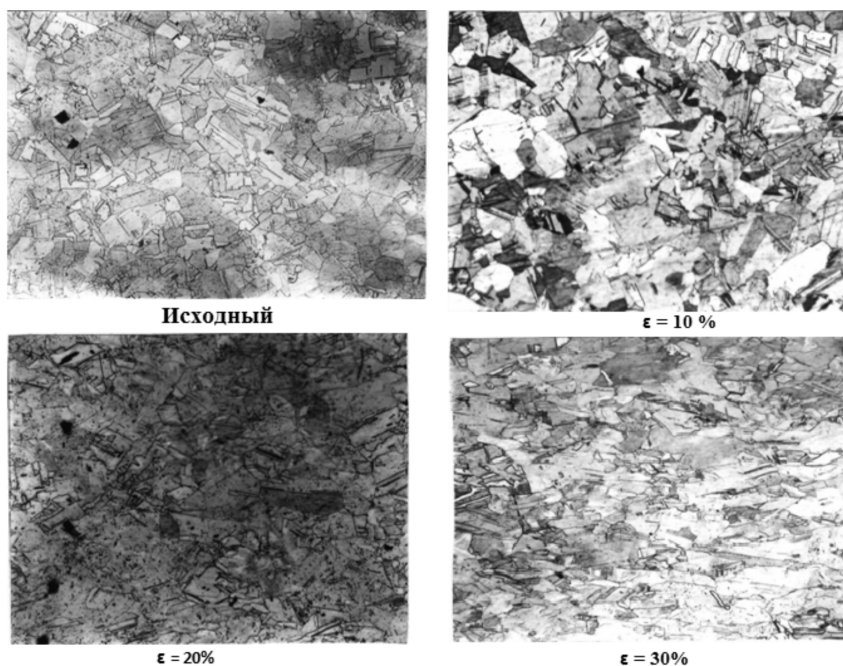
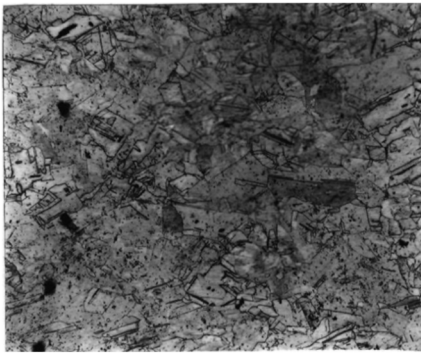


Рис. 5. Анализ микроструктуры после прокатки


 $\varepsilon = 20 \%$

 $\varepsilon = 20 \% + P = 10 \text{ ГПа}$

Рис. 7. Сравнение структуры материала после прокатки и комбинированного нагружения

Выводы

1. При одном и том же пределе текучести $\sigma_{0,2}$ материала М1 после УВ нагружения и прокатки идет несоответствие значений микротвердости H_V , т. е. после УВ нагружения $H_V = 900$ МПа, а после прокатки $H_V = 860$ МПа. Так как разница невелика, то этим можно пренебречь.

2. При УВ нагружении структура материала мало изменяется, т. е. не происходит активной деформации зерен и они сохраняют свою геометрическую форму. На основании этого можно сделать вывод, что материал сохраняет характеристики пластичности, и при дальнейшем деформировании значения микротвердости могут увеличиваться.

3. После упрочнения материала его структура отличается – при прокатке имеет место изменение формы зерен и ориентация их вдоль направления прокатки, а при УВ нагружении этого не наблюдается.

4. Результаты экспериментов хорошо аппроксимируются линейной зависимостью (прямы-

ми) между механическими характеристиками и микротвердостью для каждого вида обработки. Полученные зависимости имеют разный угол наклона прямых, а значит, имеют разную интенсивность изменения предел прочности σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$ от микротвердости H_V . Следовательно, коэффициент k из формулы (1) зависит от вида обработки.

Список литературы

1. Давыденков Н.Н. Избранные труды. В 2 т. Том 2. Механические свойства материалов и методы измерения деформаций. – Киев: Наукова думка, 1981. – 656 с.
2. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварка взрывом. – Новосибирск: Наука, 1980.
3. Воропаева М.В. Исследование влияния прокатки со сдвигом на структуру, свойства и термическую стабильность меди М1 / М.В. Воропаева, В.В. Пашинский, Е.Г. Пашинская // Сборник научных трудов SWorld. Материалы международной научно-практической конференции «Современные проблемы и пути их решения в науке, транспорте, производстве и образовании. 2011». – Выпуск 4. Том 7. – Одесса: Черноморье, 2011. – 96 с.
4. Столяров В.В., Пашинская Е.Г., Бейгельзимер Я.Е. Влияние комбинированной деформации на структуру и свойства меди и титановых сплавов // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 10. – С. 19–23.
5. Гуськов А.В., Драньков Н.О., Милевский К.Е. Исследование механических свойств стали Гадфильда при высокоскоростном нагружении // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 3. – С. 39–41.

Research of influence of the way of processing on mechanical characteristics and microstructure of the material M1

A.V. Guskov, N.O. Drankov, K.E. Milevskiy

Influence of processing method (rolling, shock-wave and combined loading) on mechanical characteristics of metal M1 and microstructure, and deriving of the relation between $H_V = f(\sigma_B)$ and $H_V = f(\sigma_T)$ of the material depending on given types of processing are discussed.

Key words: material M1, tensile strength, yield strength, shock-wave loading, rolling, combined loading.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛА ОБОЛОЧКИ ИЗДЕЛИЯ ПОСЛЕ РЕДУЦИРОВАНИЯ (ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ) НА ОПРАВКЕ

А.В. ГУСЬКОВ, канд. техн. наук, доцент
Т.В. ЖУРАВИНА, ассистент
К.Е. МИЛЕВСКИЙ, канд. техн. наук, доцент
Д.В. ПАВЛЮКОВА, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья получена 24 октября 2012 года

А.В. Гуськов – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет, e-mail: conf_npo@craft.nstu.ru

Изучено распределение микротвердости стали 20 по толщине головной части корпуса изделия и микроструктуры металла после холодной обработки (редуцирование на оправке).

Ключевые слова: редуцирование на оправке, холодная пластическая деформация, микротвердость, микроструктура, сталь 20, оболочка, статистическая обработка, распределение микротвердости.

Введение

При изготовлении оболочек корпусов некоторых специзделий используют технологию холодного деформирования – редуцирования на оправке [1]. Процесс редуцирования заключается в обжатии заготовки обжимным кольцом снаружи по винтовому пуансону, располагаемому внутри заготовки (рис. 1).

Процесс проходит в два этапа. На первом этапе в заготовку помещают винтовой пуансон, профиль которого близок к многозаходной резьбе. Ребра выполнены по винтовой линии под углом 30° , число заходов 19. На втором этапе процесс аналогичный, но ребра на винтовом пуансоне направлены в другую сторону, и пуансон имеет меньшие размеры. Таким образом, геометрия инструмента определяет форму и размеры фрагментов.

Необходимо отметить, что перед пластической деформацией проводят полный отжиг заготовок по соответствующим режимам для данного материала.

Постановка задачи

При данном способе редуцирования пластическая деформация оболочки проводится в два этапа. Первый этап – это обжатие наруж-

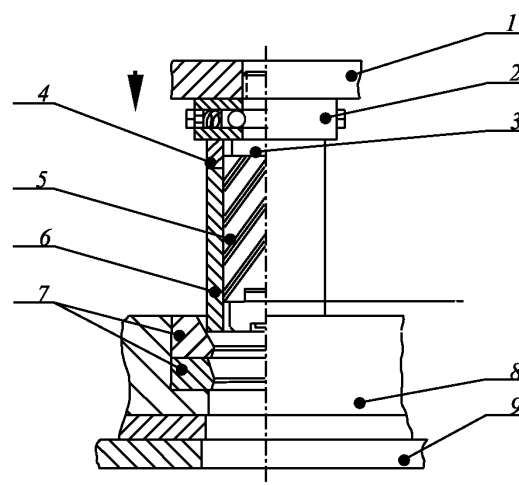


Рис. 1. Схема обжима заготовки:

1 – плита верхняя; 2 – державка; 3 – оправка; 4 – втулка;
5 – пуансон винтовой; 6 – заготовка; 7 – кольца обжимные; 8 – корпус; 9 – стол пресса

ной поверхности через обжимное кольцо, приводящее к уменьшению диаметра оболочки и внедрению винтовых выступов пуансона во внутреннюю поверхность оболочки, что приводит к формированию винтовых канавок с левым наклоном на внутренней поверхности. Второй этап – это повторное обжатие корпуса обжимным кольцом меньшего диаметра с использованием пуансона, соответствующе-

го внутреннему диаметру корпуса изделия с противоположным направлением спиральных выступов – рифлей. За счет этого формируются канавки, т. е. концентраторы разрушений в виде ромбической сетки на внутренней поверхности оболочки изделия. Поэтому металл, распределенный по объему оболочки, имеет локальные зоны с интенсивной пластической деформацией, что приводит к неравномерности распределения механических свойств по сечению оболочки.

Для исследования неоднородности механических свойств и выявления зон с максимальным упрочнением материала оболочки используем метод измерения микротвердости по Виккерсу, так как толщина стенки оболочки составляет 5 мм, что, с одной стороны, затрудняет изготовление стандартных образцов для проведения испытаний на растяжение (сжатие), а с другой – растяжение не позволяет исследовать неоднородность механических свойств. Исследование микроструктуры дает возможность выявить

зоны (области) с интенсивной пластической деформацией, а также нарушения сплошности материала – трещины.

Исследование распределения микротвердости по толщине оболочки в различных сечениях с выявлением неоднородности механических свойств проводилось на корпусах как с термической обработкой (отжигом), так и без нее.

Цель исследования: выявление неоднородности механических свойств материала по микротвердости и микроструктуре и определение влияния операции отжига на неоднородность металла.

Методика исследования

Исследования проводились на трех корпусах. Первый и второй корпуса непосредственно после обработки редуцированием подвергались отжигу при температуре 500 °С. Третий корпус термообработке не подвергался.

Из каждого корпуса для металлографических исследований и измерения микротвердости были вырезаны образцы. Подобный раскрой (рис. 2) позволяет получить на образцах поверхности, отражающие информацию о деформации материала по толщине корпуса после двух обжатов при изготовлении канавок, направленных как по часовой стрелке, так и против нее на внутренней поверхности корпуса.

Из исследуемых корпусов было изготовлено по три кольца. Первое и третье кольца располагались на расстоянии 90 мм от краев, а второе кольцо – в середине корпуса. Из колец вырезались по три пары сегментов-образцов, имеющих поверхности как в продольном, так и в поперечном направлениях. Контур поверхности образца описывается наружной поверхностью корпуса и внутренней, на которой присутствуют как минимум по три канавки [2].

Нагрузка на индентор выбиралась таким образом, чтобы отпечаток был четким, и его величина позволяла производить большее число измерений на определенной площади. Выбранная нагрузка составила 200 г, время приложения нагрузки – 10 с. Расстояние между внедрениями индентора было выбрано

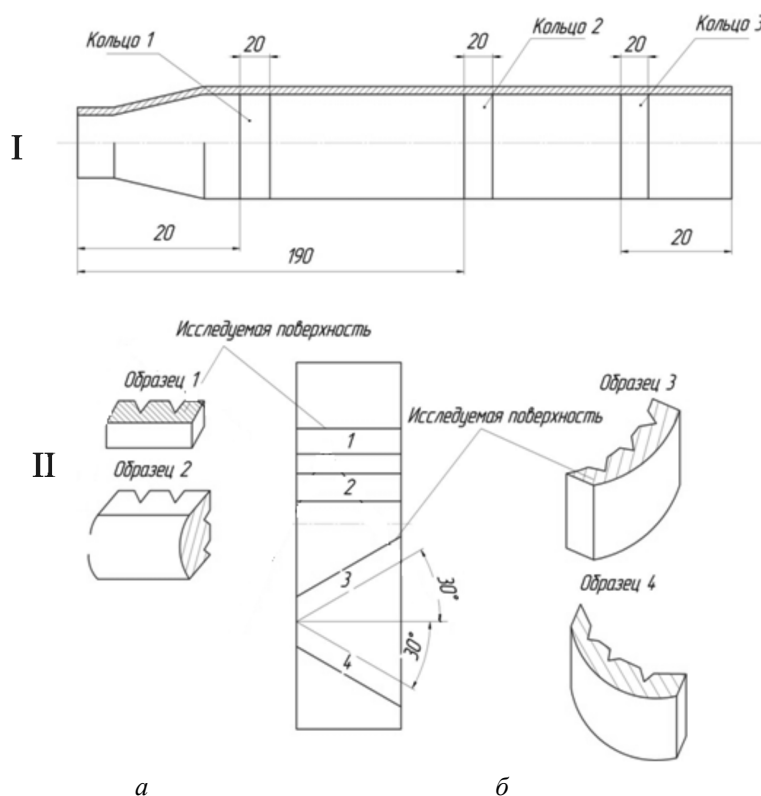


Рис. 2. Схема раскроя оболочки корпуса:

I – расположение вырезаемых колец на корпусе; II – раскрой кольца; а – образцы: 1 – исследуемая поверхность вдоль образующей оси оболочки; 2 – исследуемая поверхность поперек оси оболочки; б – образцы: 3 – исследуемая поверхность перпендикулярна канавкам, расположенным против часовой стрелки; 4 – исследуемая поверхность перпендикулярна канавкам, расположенным по часовой стрелке

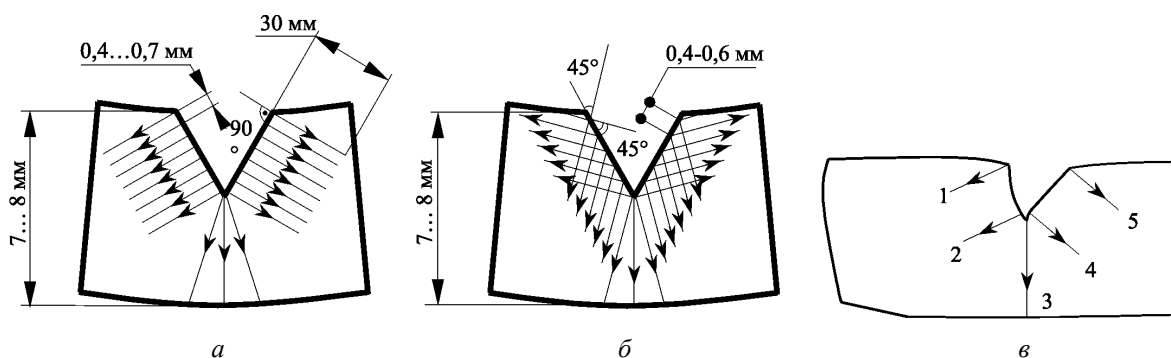


Рис. 3. Схемы измерения микротвердости (стрелками указаны направления измерений):

a – по нормали к поверхности канавки; *б* – под углом 45° к поверхности канавки;
в – «дорожки» измерения микротвердости для канавки первого обжатия образца первого корпуса

100 мкм. С учетом размеров и формы исследуемых поверхностей, а также предполагаемой глубины деформационного упрочнения были выбраны две схемы измерения (рис. 3 *a*, *б*), а также изображены пять «дорожек» для канавки первого обжатия образца первого корпуса.

В каждой из схем замеров прокалывались «дорожки» на расстоянии от 400 до 700 мкм друг от друга. Такой диапазон расстояний был выбран с точки зрения получения более полной информации о распределении значений микротвердости и размеров канавки. Для первой схемы измерения количество уколов в каждой «дорожке» составляло от 30 (боковые поверхности канавки) до 50 (дно канавки). Для второй схемы измерения количество уколов составляло от 5 (между боковой поверхностью канавки и внутренней поверхностью корпуса) до 45 (дно канавки). Начальные уколы делались на расстоянии 50...60 мкм от края образца, и отсчет расстояний по глубине замеров велся от начальных уколов.

В процессе работы была измерена микротвердость и исследована микроструктура на образцах:

- первого корпуса: два образца (по две канавки первого и второго обжатия);
- второго корпуса: один поперечный образец (канавка первого и второго обжатия);
- третьего корпуса: один поперечный образец (канавка первого и второго обжатия).

Результаты исследования

При измерении микротвердости исследовался материал корпуса на глубину 3 мм от боковых поверхностей канавок, а также область от дна

канавки до наружной поверхности корпуса. Погрешность при измерении микротвердости связана с определением длины диагонали отпечатка и не превышает 0,5 мкм. По полученным значениям построены кривые изменения микротвердости с глубиной измерения для «дорожек» канавки первого обжатия образца первого корпуса и определено распределение микротвердости по толщине корпуса по двум схемам (рис. 4).

По результатам измерений проведена статистическая обработка полученных значений микротвердости согласно [3]. В табл. 1, 2 и на рис. 5, *a* представлены результаты статистической обработки для канавок первого обжатия образца первого корпуса и для канавки первого обжатия образца третьего корпуса (после редуцирования) соответственно. Для каждого из корпусов был определен разброс значений микротвердости, представленный на рис. 5, *б*.

Таким образом, после пластической деформации корпус, изготовленный из стали 20, имеет поле распределения значений микротвердости от 2000 до 4020 МПа, т. е. значение микротвердости по отношению к образцу из отожженного корпуса выросло в три раза, а у отожженного – от 1340 до 2450 МПа. Следовательно, рассеивание значений микротвердости у этого корпуса в два раза меньше, чем у корпуса без термообработки.

Исследование микроструктуры стали 20 головной части корпуса изделия выявило наличие трещин в области дна канавок и наружной поверхности корпуса (рис. 6).

Для образцов корпусов, не подвергавшихся отжигу, максимальные значения микротвердости соответствуют области металла, которая в наибольшей степени подверглась деформиро-

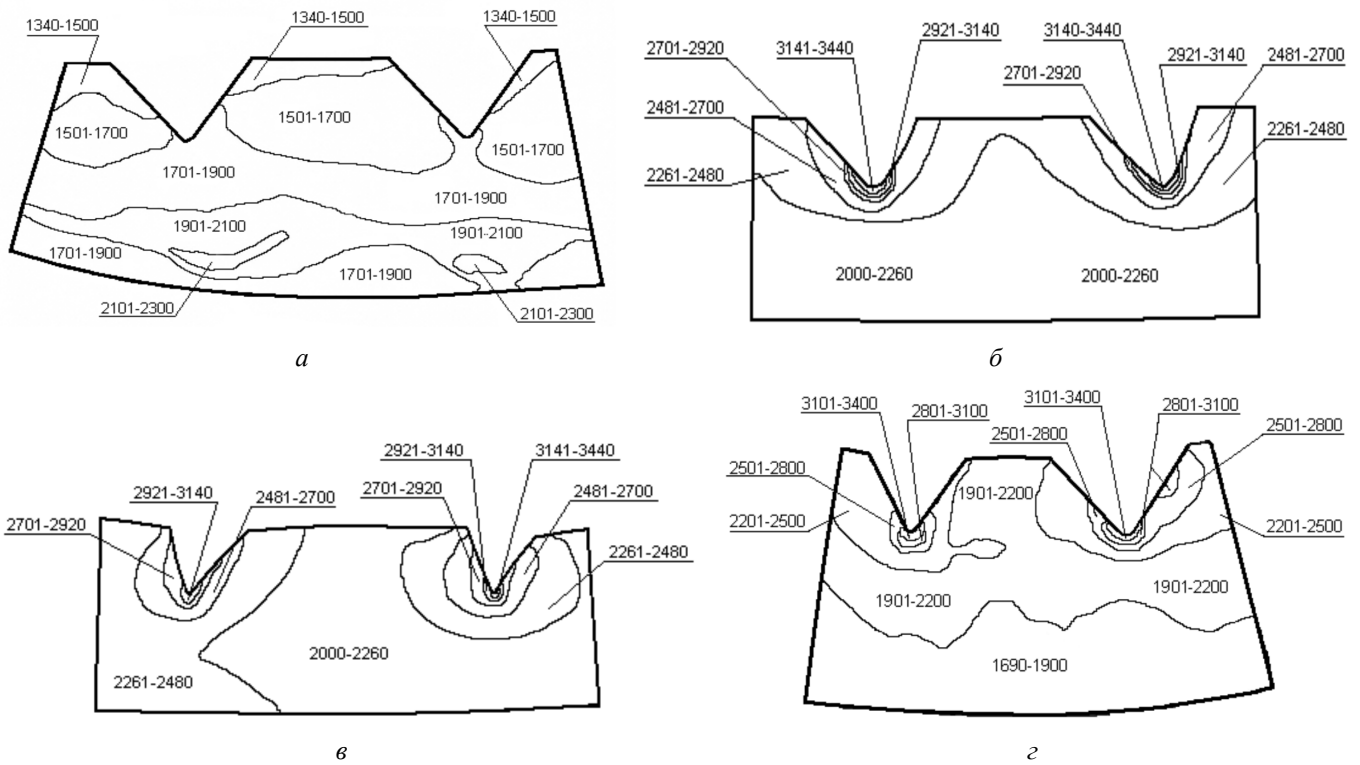


Рис. 4. Области микротвердости (МПа) для исследуемых образцов:

а – первого корпуса, канавки первого обжатия; *б* – первого корпуса, канавки второго обжатия; *в* – второго корпуса; *г* – третьего корпуса (после редуцирования)

Таблица 1

**Статистическая обработка результатов измерения микротвердости (МПа)
для канавок первого обжатия образца первого корпуса**

Мода	Медиана	Дисперсия	Стандартное отклонение	Экссесс	Асимметрия
2310	2395	36540	191,1539	1,276293025	0,81

Таблица 2

**Статистическая обработка результатов измерения микротвердости (МПа)
для канавки первого обжатия образца третьего корпуса**

Мода	Медиана	Дисперсия	Стандартное отклонение	Экссесс	Асимметрия
1680	1660	33488	182,997	-0,24	0,62

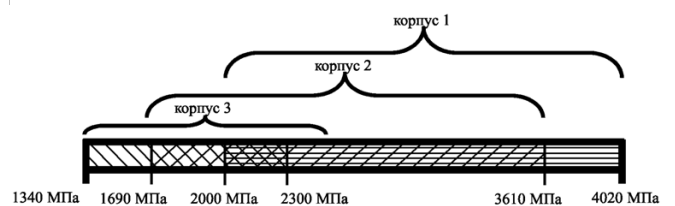
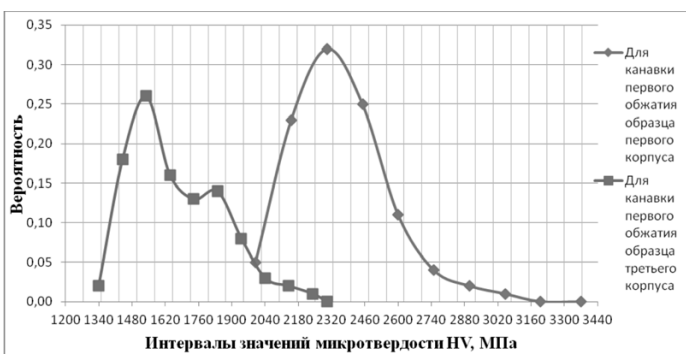


Рис. 5. Графическое представление результатов статистической обработки:

а – для канавки первого обжатия образцов первого и третьего корпуса; *б* – для разброса значений микротвердости для каждого из корпусов изделия

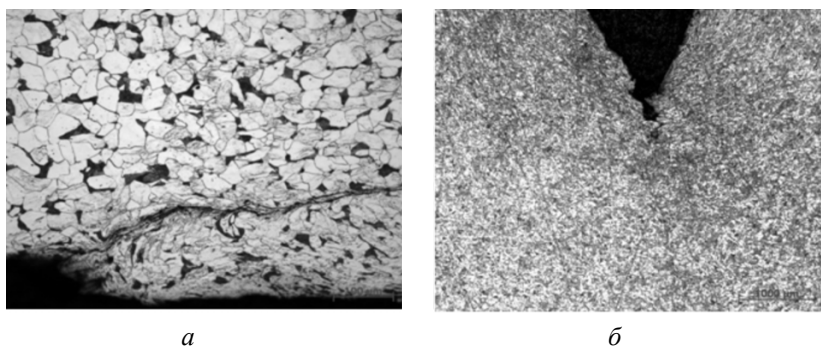


Рис. 6. Исследование микроструктуры:

а – дна канавки первого обжатия образца первого корпуса;
б – наружной поверхности образца первого корпуса

ванию, т. е. донная часть канавки. Наименьшие значения микротвердости соответствуют тем областям металла, которые испытывали меньшую нагрузку при редуцировании на оправке (области между канавками, под донной частью канавок). Наибольшие значения микротвердости, относящиеся к донной части канавок, распространяются на глубину 500...600 мкм.

Для корпуса 3 после отжига наблюдается послойное изменение микротвердости: наименьшие значения микротвердости соответствуют области металла у внутренней поверхности корпуса, наибольшие – под дном канавки на расстоянии 1500...1800 мкм от наружной поверхности корпуса.

Для корпусов 1 и 2, не подвергавшихся термической обработке после холодной деформации, зерна феррита и перлита имеют вытянутую форму у поверхности канавки. В области дна канавки обнаружена интенсивная угловая деформация, повлекшая образования турбулентного течения металла, в виде вихрей. По поверхности канавок наблюдаются зоны «выкрашивания» металла. Полученный интервал рассеивания значений микротвердости H_V (от 2000 до 4020 МПа) имеет достаточно большой размах для нетермо-

обработанных корпусов, поэтому для снижения данного интервала целесообразно ввести операцию отжига после редуцирования.

Выводы

Предложенная методика оценки влияния способа обработки металлов давлением на рассеивание значений микротвердости обработанного изделия позволяет выявить наиболее локализованные зоны упрочнения материала, а также определить заложенную данным способом обработки неоднородность распределения микротвердости материала изделия.

Пластическая деформация корпуса приводит к рассеиванию значений микротвердости H_V от 2040 до 4020 МПа. Термическая обработка (отжиг) снижает интервал рассеивания значений микротвердости в два раза и приводит к повышению однородности механических свойств материала корпуса.

Список литературы

1. Патент РФ №2171445, 27.07.2001 F42B12/24, B21K21/06 / О.А. Антилогов, И.В. Казаков, В.П. Кузнецов и др. Способ изготовления осколочного боеприпаса.
2. Гвоздева Г.С., Гуськов А.В., Милевский К.Е. Исследование твердости стали 20 корпуса после холодной деформации редуцированием // Труды X Всероссийской конференции «Наука. Промышленность. Оборона»: тезисы докл. Всерос. конф. Новосибирск. 22 – 24 апреля). – Новосибирск, 2009. – С. 80 – 84.
3. Степнов М.Н., Шаврин А.В. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: справочник. – М.: Машиностроение, 2005.

Research of a microstructure and distribution of microhardness of metal of a case of a product after reduction (cold deformation) on a mandrel

A. V. Guskov, T. V. Zhuravina, K. E. Milevskiy, D. V. Pavlyukova

Distribution of microhardness of steel 20 on thickness of a head part of a case of a product and a metal microstructure after cold deformation (reduction on a mandrel) is studied.

Key words: reduction on a mandrel, cold deformation, microhardness, microstructure, steel 20, case, statistical processing, microhardness distribution.

УДК 669.017.3; 669.017.3:620.18

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВОГО ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА СТАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ ХРОМА*

*С.В. ВЕСЕЛОВ, канд. техн. наук, доцент
В.И. ЩЕРБАКОВ, магистрант
Н.Ю. ЧЕРКАСОВА, студент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 22 октября 2012 года

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

Представлены результаты экспериментов по жидкофазному спеканию твердосплавной порошковой смеси на стальной поверхности, содержащей предварительно распыленный слой хрома. Показано, что сформированный на образцах основного металла по технологии магнетронного распыления слой хрома содержит значительное количество трещин. Анализ образцов, полученных при жидкофазном спекании системы «твердосплавная порошковая смесь – промежуточный слой хрома – стальная основа», позволил выявить, что при формировании композиции наличие хрома на границе раздела не приводит к снижению интенсивности процессов растворения частиц WC и образования хрупкой η-фазы. В то же время было установлено, что хром способствует изменению морфологии частиц двойного карбида M_6C .

Ключевые слова: твердый сплав, промежуточный слой, хром, стальная основа.

Введение

В настоящее время существует ряд методов, позволяющих сформировать на стальной поверхности покрытия, по структуре и свойствам близкие к твердым сплавам. Применяемые на практике технологические подходы исключают интенсивный нагрев материала основы в процессе формирования твердосплавного покрытия. Низкие температуры на границе раздела «покрытие – основной металл» дают возможность исключить протекание химических процессов взаимодействия компонентов системы, являющихся причиной появления хрупких фаз и снижения эксплуатационных свойств. В то же время отсутствие химического взаимодействия компонентов приводит к низкой адгезионной и когезионной прочности нанесенных слоев, что не позволяет использовать сформированные

композиции в условиях интенсивных ударных или вибрационных нагрузок.

В настоящей работе предпринята попытка сформировать на стальной поверхности твердосплавное покрытие методом жидкофазного спекания твердосплавной порошковой смеси. Для того чтобы снизить интенсивность взаимодействия частиц упрочняющей фазы покрытия с железом материала основы, предложено использовать промежуточный слой хрома, предварительно сформированный на стали по технологии магнетронного распыления.

Материалы и методы исследования

При проведении экспериментов в спекаемых композициях материалом основы служили пластины конструкционной стали 20 толщи-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы, государственный контракт № П1233 от 07 июня 2010 года.

ной 5 мм. В качестве наносимого материала использовали твердосплавную порошковую смесь ВК6. Доставку частиц смеси производили по технологии шликерного литья. Образцы с промежуточным слоем хрома были подготовлены путем предварительного магнетронного напыления слоя толщиной 1...2 мкм на поверхность отожженной стали 20. Напыление производили в Институте автоматики и электрометрии СО РАН. Формирование слоя осуществляли в атмосфере аргона при давлении в камере $\approx 2,5 \cdot 10^{-2}$ Па. Процесс напыления состоял из двух этапов: формирование центров кристаллизации при напряжении 2 кВ, токе 30...40 мА в течение 5 мин и нанесение пленки хрома при напряжении 600 В, токе 2 А и продолжительности процесса 15 мин. Жидкофазное спекание композиций производили в вакуумной печи СГВ-2.4.2/15 И2 при температуре 1390 °С с выдержкой 5 мин. Средняя скорость нагрева составляла 0,2...0,5 °С/с, скорость охлаждения – 0,1...0,3 °С/с. Вакуум в рабочей камере печи на протяжении всего процесса спекания поддерживался не хуже $4 \cdot 10^{-3}$ Па.

Анализ микроструктуры, фазового и химического состава спеченных композиций проводили на поперечных микрошлифах. Металлографические исследования выполняли с использованием оптического микроскопа Carl Zeiss AxioObserver A1m в диапазоне увеличений от 25 до 1000 крат. Детальный анализ отдельных структурных составляющих проводили на электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP. Фазовые превращения в композициях оценивали по рентгенограммам, полученным на рентгеновском $\theta - \theta$ дифрактометре ARL X'TRA. Съемку дифракционных картин производили по схеме Брэгга – Брентано с применением в качестве источника рентгеновского излучения длиннофокусной трубки с медным анодом мощностью 2,2 кВт. В качестве детектора рентгеновских лучей использовали энергодисперсионный Si(Li) детектор, позволяющий анализировать излучение в диапазоне энергий, отвечающих $\text{Cu } K\alpha_1/\alpha_2$ длинам волн. Дифракционные картины были зарегистрированы в пошаговом режиме сканирования со временем накопления 10 с на точку и шагом $\Delta 2\theta = 0.05^\circ$.

Результаты и обсуждение

Предварительный металлографический анализ осажденных слоев хрома на стальных образцах позволил выявить присутствие дефектов поверхностного слоя в виде трещин (рис. 1). Нами предполагалось, что наличие несплошностей распыленного слоя будет способствовать химическому взаимодействию частиц карбида вольфрама покрытия с железом основного металла только в локальных областях покрытия.

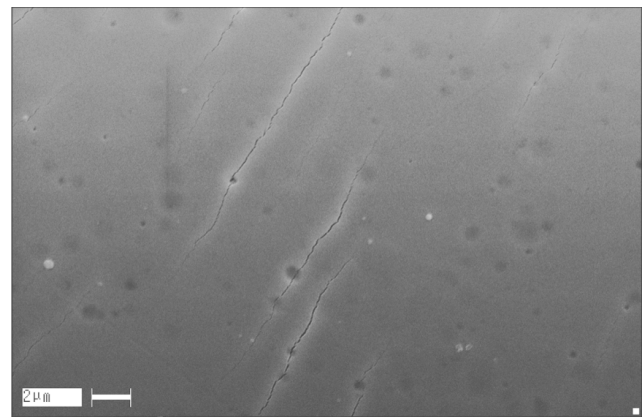


Рис. 1. Поверхность стали 20 с осажденным слоем хрома

Металлографическое исследование спеченных композиций с промежуточным слоем свидетельствует об отсутствии влияния хрома на характер и интенсивность химических процессов, протекающих на этапе спекания твердосплавной смеси на стальной поверхности. Согласно данным анализа в композициях системы «твердосплавная смесь ВК6 – промежуточный слой хрома – сталь 20» предварительно распыленный слой хрома не позволяет сформировать в покрытии структуру твердого сплава (рис. 2). В оплавленном слое образцов наблюдаются поры размером до 400 мкм. Нами предполагается, что в процессе жидкофазного спекания порошковой смеси покрытия происходит растворение слоя хрома в материале жидкой фазы и последующее интенсивное химическое взаимодействие частиц карбида вольфрама с железом стальной основы. Об активном взаимодействии компонентов покрытия и основного металла свидетельствует отсутствие карбидов WC в составе покрытия,

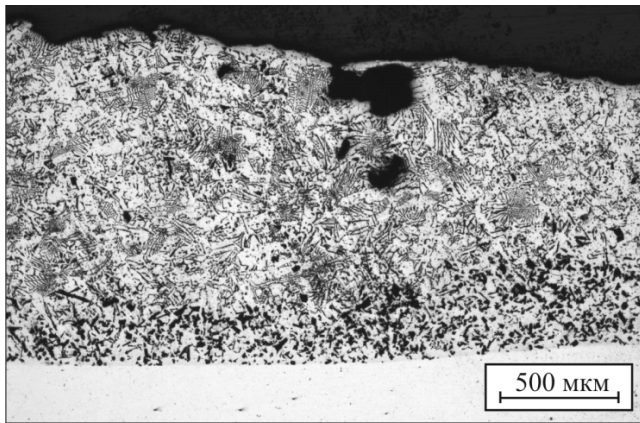


Рис. 2. Покрытие в композиции, полученной при спекании системы «ВК6 – промежуточный слой хрома – сталь 20»

образование дендритной структуры на основе эвтектики Fe-Fe₃W₃C, а также формирование хрупких карбидов типа M₆C (η-фаза) полиэдрической формы (рис. 2). Кроме того, как и в случае спекания вольфрамокобальтовой порошковой смеси на стальной поверхности, в поверхностном слое основного металла спеченных образцов, содержащих хром, наблюдается формирование перлитных колоний, что указывает на протекание интенсивной диффузии углерода покрытия в основной металл и отсутствие влияния барьерного слоя.

В то же время детальный анализ покрытия показал, что промежуточный слой хрома оказывает влияние на состав и форму отдельных структурных составляющих поверхностного слоя, сформированного при спекании твердосплавной порошковой смеси. Установлено, что на границе раздела присутствуют частицы различной тривимости (рис. 3). Аналогичный эф-

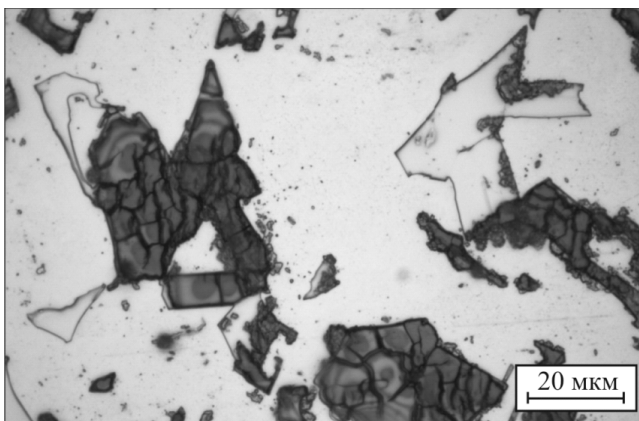


Рис. 3. Хрупкая фаза M₆C в составе покрытия композиции, полученной при спекании системы «ВК6 – промежуточный слой хрома – сталь 20»

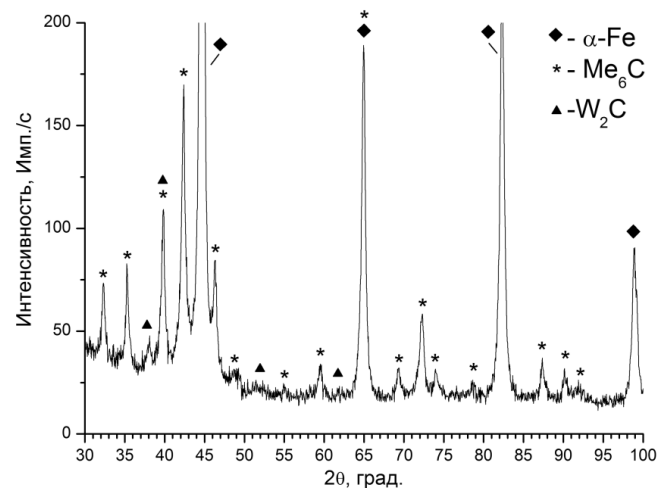


Рис. 4. Рентгенограмма поперечного микрошлифа композиции, полученной при спекании системы «ВК6 – промежуточный слой хрома – сталь 20»

фект наблюдается в карбидах M₆C дендритной структуры покрытия. Предполагается, что данное явление связано с частичным замещением атомами хрома позиций металла в кристаллической решетке фазы M₆C. Данное предположение подтверждается результатами рентгенофазового анализа.

Согласно данным рентгенофазового исследования (рис. 4) в состав поверхностного слоя сформированной композиции «вольфрамокобальтовое покрытие – промежуточный слой – стальная основа» входят следующие фазы:

- α-железо как в основном металле, так и в материале связки покрытия;
- следы фазы W₂C, входящей в состав исходной твердосплавной смеси;
- сложный карбид M₆C, предположительно содержащий железо, кобальт и хром.

Образования других фаз (в том числе содержащих хром) в образцах не обнаружено. Следовательно, наблюдаемые в составе покрытия карбиды являются фазой типа M₆C различной морфологии. В частности, в сформированных покрытиях были обнаружены частицы игольчатой формы (рис. 5). Металлографически была обнаружена их связь с фазой M₆C, а также присутствие игольчатой структуры в дендритных построениях. Можно предположить, что частицы игольчатого строения представляют η-фазу, для которой нехарактерна жесткая стехиометрия химического состава. Такое предположение согласуется с данными работ [1–3].

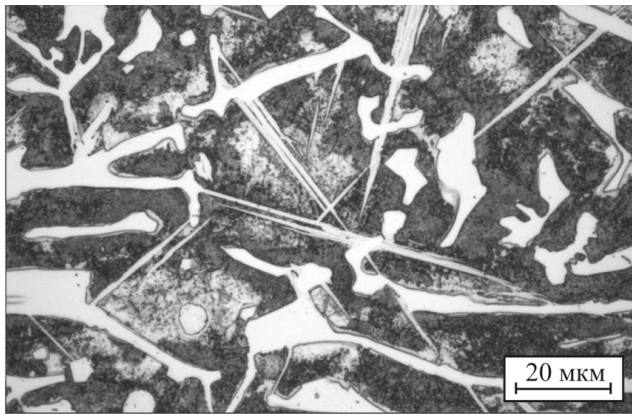


Рис. 5. Связь игольчатой фазы с карбидами M_6C в покрытии композиции, полученной при спекании системы «ВК6 – промежуточный слой хрома – сталь 20»

Заключение

Таким образом, на основании проведенной серии экспериментов можно сделать следующие выводы:

- промежуточные слои хрома толщиной 1...2 мкм, нанесенные на поверхность сталей магнетронным распылением, имеют многочисленные трещины и не позволяют устранить взаимодействие компонентов покрытия и основ-

ного металла в процессе спекания композиции «твердосплавная смесь – барьерный слой хрома – стальная основа»;

- в процессе жидкофазного спекания композиции с использованием промежуточного слоя хрома наблюдается его растворение и, как следствие, интенсивное взаимодействие упрочняющей фазы покрытия и основного металла с образованием частиц хрупкой фазы;

- наличие хрома в химическом составе покрытия приводит к формированию при спекании η -фазы игольчатой морфологии.

Список литературы

1. Третьяков В.И. Металлокерамические твердые сплавы. Физико-химические основы производства, свойства и области применения / В.И. Третьяков. – М. : Metallurgizdat, 1962. – 592 с.
2. Таран Ю.Н. О природе угловатых карбидов в быстрорежущих сталях / Ю.Н. Таран, П.Ф. Нижниковская, Э.Н. Погребной // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1974. – № 2. – 10 с.
3. Таран Ю.Н. Морфология эвтектик в Fe–W–C сплавах / Ю.Н. Таран, Л.И. Иванов, Л.Д. Мошквич // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1972. – № 1. – 2 с.

Tungsten-cobalt coating structure features formed on steel surface with chromium interlayer

S.V. Veselov, V.I. Shcherbakov, N.Yu. Cherkasova

In the paper the experiment results concerning hard metal powder blend liquid phase sintering on steel surface with preliminary sputtered chromium interlayer was presented. It was shown that chromium layer on steel substrate made with magnetron sputtering technique contains a lot of cracks. The analysis of specimens obtained by “hard metal powder blend - chromium interlayer – steel substrate” system liquid phase sintering showed that chromium does not decrease intensity of the processes of WC particles dissolution and brittle η – phase formation. It was stated that chromium stimulates M_6C carbide particles morphology changes.

Key words: hard metal, interlayer, chromium, steel substrate.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ Fe-СОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ УЛЬТРА- И НАНОДИСПЕРСНЫМИ ПОРОШКАМИ ОКСИДОВ d-МЕТАЛЛОВ*

А.П. ЗЫКОВА¹, м.н.с.

М.Ю. НОВОМЕЙСКИЙ², инженер

И.А. КУРЗИНА¹, канд. хим. наук, доцент

А.А. НИКУЛИНА³, канд. техн. наук, доцент

А.С. КНЯЗЕВ², канд. хим. наук, доцент

(¹ ТГУ, ТПУ г.Томск, ² ТГУ, г.Томск,

³ НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 12 ноября 2012 года

Зыкова А.П. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

Национальный исследовательский Томский государственный университет

e-mail: zykovaap@mail.ru

Методами рентгенофлуоресцентного, рентгенофазового анализов и растровой электронной микроскопии проведено исследование чугуна марки СЧ25 в трех состояниях: 1) без добавления модифицирующей смеси (МС); 2) после введения МС (смесь ультра- и нанодисперсных порошков оксидов d-металлов) с восстановителем криолит (Na_3AlF_6); 3) после введения МС с восстановителем карбид кальция (CaC_2). Определен элементный состав, фазовый состав, изучена микроструктура металлической матрицы и графитовых включений. Установлено, что введение модифицирующей смеси с восстановителем (Na_3AlF_6 либо CaC_2) приводит к морфологически однородной структуре, изменению фазового состава, содержанию объемной доли фаз, кристаллической решетки твердых растворов.

Ключевые слова: чугун марки СЧ25, модифицирование, ультра- и нанодисперсный порошок оксида, фазовый состав, параметр кристаллической решетки, микроструктура.

Введение

Серый чугун имеет широкое распространение в литейном производстве в силу своих хороших литейных и механических свойств и значительной дешевизны по сравнению с другими сплавами [1]. Известно, что механическая прочность серого чугуна зависит от формы, величины и распределения графитовых включений, а также от прочности основной металлической матрицы. В последнее время для улучшения механических свойств сталей и чугунов используют различные модификаторы, которые вводятся непосредственно в расплав при приготовлении изделий из литья. Особенно большое внимание уделяется модификаторам на основе ультра- и нанодисперсных порошков оксидов d-металлов

[2, 3]. Несмотря на широкий круг модифицирующих добавок, вопросы по влиянию модифицирования на структурно-фазовое состояние чугунов и сталей остается открытым. Большой интерес представляют исследования процессов кристаллизации и структурообразования матричной основы и графитовых включений. Целью исследования являлось детальное описание микроструктуры и фазового состава серого чугуна марки СЧ25 до и после введения модифицирующей смеси на основе порошков оксидов d-металлов.

Материал и методика эксперимента

В работе анализировался серый чугун марки СЧ25, отливки которого были получены на Ремонтно-механическом заводе «Енисей»

* Работа выполнена при финансовой поддержке ГК № 02.740.11.0823 от 11.06.2010 г. и ГК №11.519.11.6025 от 28.10.2011 г.

Химический состав чугуна марки СЧ25 без модификатора

Химический элемент	Содержание элемента, масс. %	Химический элемент	Содержание элемента, масс. %
Fe	49,91	Cu	0,06
C	29,78	Al	0,05
O	17,28	Ni	0,04
Si	1,73	Ca	0,03
Na	0,26	K	0,02
Mn	0,25	Ti	0,02
Cr	0,18	V	0,02
P	0,14	As	0,004
S	0,14	Nb	0,001
Cl	0,10	–	–

(г. Красноярск). Образцы находились в трех состояниях: **Ч-1** – без добавления модифицирующей смеси; **Ч-2** – после введения МС, восстановитель криолит (Na_3AlF_6); **Ч-3** – после введения модифицирующей смеси, восстановитель карбид кальция (CaC_2). Химический состав исследуемого чугуна марки СЧ 25 приведен в табл. 1.

В качестве модификатора использовали смесь, состоящую из нанодисперсных оксидов циркония, титана, ниобия, гафния, ванадия, тантала; ультрадисперсных порошков оксидов меди и алюминия; восстановителя (Na_3AlF_6 или CaC_2) [4]. Порошок модификатора в количестве 0,2...0,3 масс. % вводили в виде брикетов под струю металла во время разливки.

Для изучения элементного и фазового состава и структурного состояния в работе использовались рентгенофлуоресцентный анализ, рентгенофазовый анализ (РФА) и растровая электронная микроскопия (РЭМ). Проведено качественное сравнение трех состояний чугуна, определена микроструктура и локализация фосфидной эвтектики [5]. Исследования методом рентгенофлуоресцентного анализа проводили на рентгенофлуоресцентном анализаторе металлов Альфа-8000 LZХ (ЦКП ТГУ, г. Томск) при напряжении 40 кВ и анодном токе 95 мА, с шагом 8 град/мин. Был определен элементный состав и проведен количественный анализ чугуна марки СЧ25 без введения и после введения модифицирующей смеси.

Исследования рентгенофазового анализа (РФА) проводили на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD6000 (ЦКП ТГУ, г. Томск) при напряжении 40 кВ и анодном токе 30 мА, с применением CuK_α -излучения ($\lambda=1,5418 \text{ \AA}$).

Для расшифровки использовали базу данных PDF-4 (ICSD). Параметры кристаллической решетки и ОКР рассчитывали по формулам для расчета межплоскостных расстояний и формуле Шеррера.

В исследованиях методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) был использован растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50 XVP (НОЦ «Нанотехнологии» НГТУ, г. Новосибирск) с функцией картирования и определения химического анализа. Идентификация фаз проводилась с помощью баз данных кристаллографической информации ICSD.

Результаты и их обсуждение

Чугун марки СЧ25 без добавления модифицирующей смеси. Анализ, проведенный методом РФА, показал, что в образцах чугуна марки СЧ25 без модифицирующей смеси присутствуют 3 фазы: α -Fe, Fe_2Si и графит С (рис. 1, табл. 2). Фаза α -Fe является основной фазой в сплаве, объемная доля которой составляет 94,4 %. Твердый раствор α -Fe имеет объемноцентрированную кубическую кристаллическую решетку с параметром $a = 2,8613 \text{ нм}$ (табл. 2). Расчетный параметр кристаллической решетки фазы α -Fe оказался несколько меньше литературных данных (табл. 2) [6, 7]. Второй является фаза, которая представляет собой Fe_2Si и имеет ОЦГ кристаллическую решетку ($a = 3,9746$ и $c = 4,9890 \text{ нм}$) (см. табл. 2). Объемная доля фазы составляет 2,8 %. Расчетные параметры кристаллической структуры Fe_2Si имеют меньшее значение в сравнении с литературными данными (см. табл. 2) [6, 7].

Количественные данные о присутствующих в чугунах марки СЧ25 фазах, полученные методом рентгенофазового анализа

Состояние образца	Обозначение образца	Фаза	Тип кристаллической решетки	Объемная доля фазы, %	Параметры кристаллической решетки (расч.), нм	ОКР, нм	Параметры кристаллической решетки, нм ([6, 7])
Чугун марки СЧ25 без модификатора	Ч-0	α -Fe	ОЦК	94,4	$a = 2,8613$	24,04	$a = 2,8664$
		Графит	ОЦГ	2,8	$a = 2,4764$ $c = 6,7110$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	40,45	$a = 2,4610$ $c = 6,7080$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
		Fe_2Si	ОЦГ	2,8	$a = 3,9746$ $c = 4,9890$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	36,62	$a = 4,0520$ $c = 5,0860$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
Чугун марки СЧ25 с добавлением «МС» (восстановитель Na_3AlF_6)	Ч-1	α -Fe	ОЦК	86,21	$a = 0,8549$	25,30	$a = 2,8608$
		Графит	ОЦГ	13,79	$a = 2,4793$ $c = 6,7126$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	34,67	$a = 2,4610$ $c = 6,7080$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
Чугун марки СЧ25 с добавлением «МС» (восстановитель CaC_2)	Ч-2	α -Fe	ОЦК	90,82	$a = 2,8610$	24,78	$a = 2,8608$
		Графит	ОЦГ	1,73	$a = 2,4769$ $c = 6,7260$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	34,68	$a = 2,4610$ $c = 6,7080$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
		Fe_2Si	ОЦГ	7,45	$a = 3,6169$ $c = 4,9688$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	42,44	$a = 4,0520$ $c = 5,0860$ $\alpha = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$

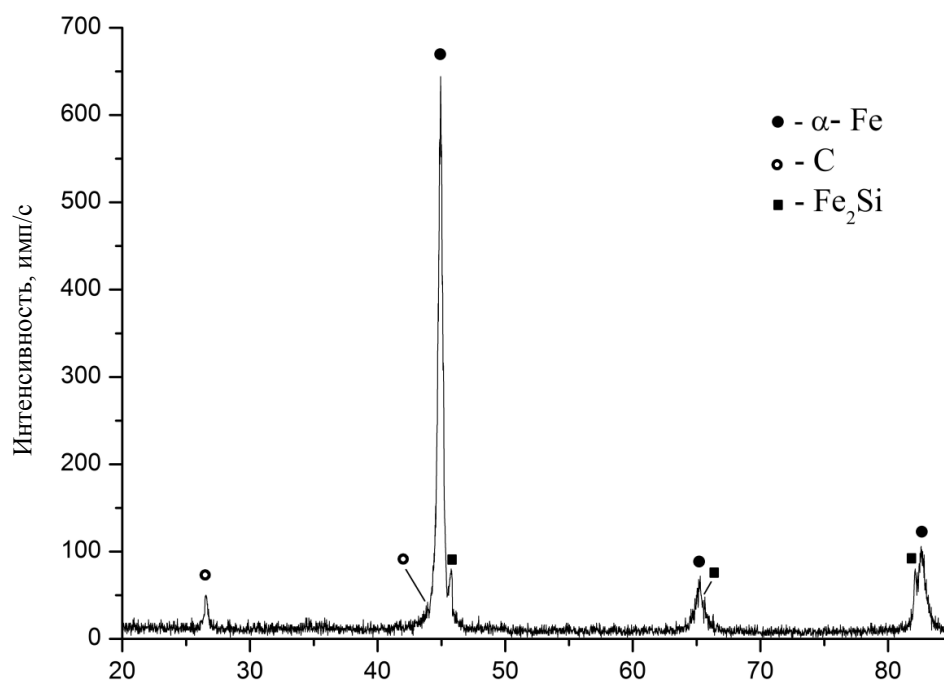


Рис. 1. Рентгенограмма чугуна марки СЧ25 без добавления модифицирующей смеси «МС»

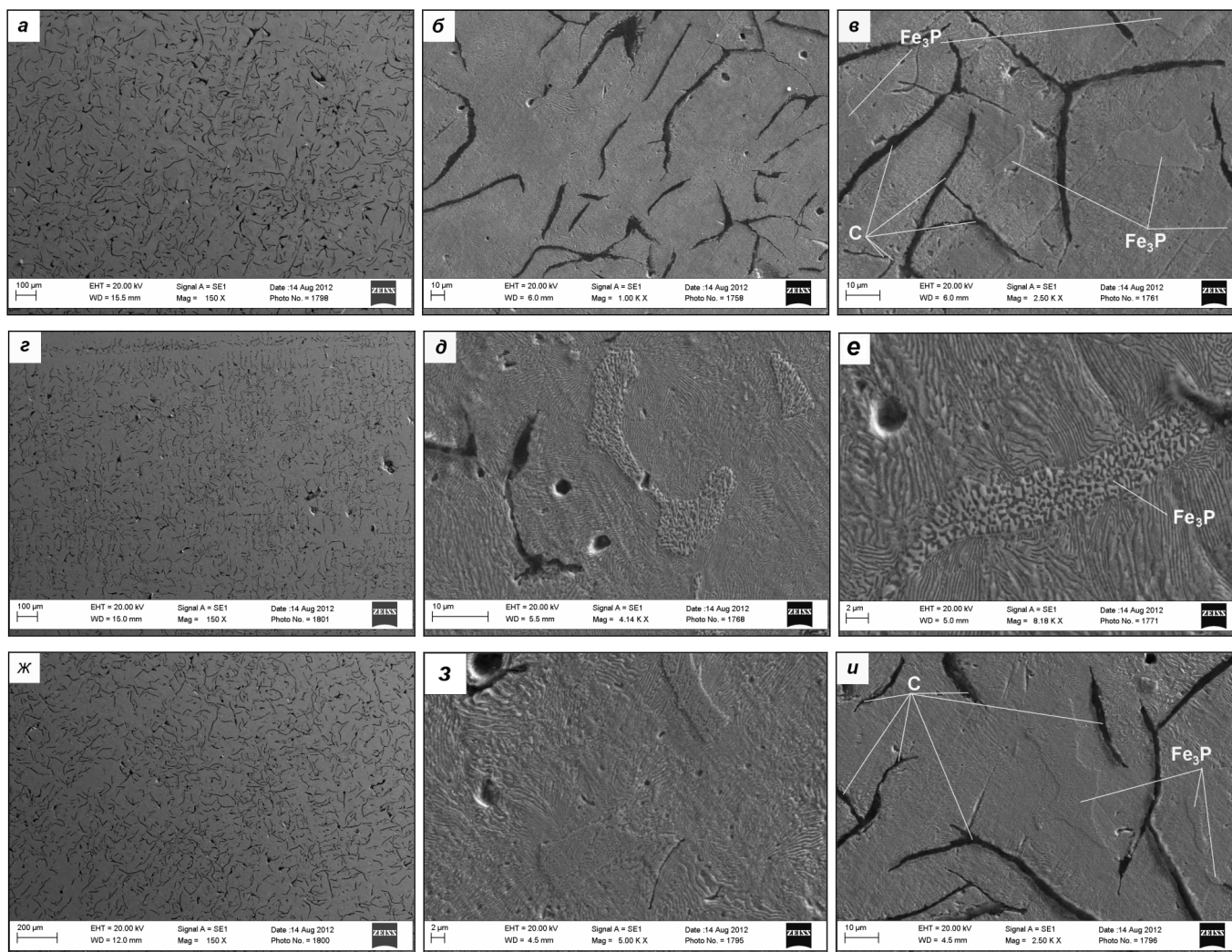


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения шлифов чугуна марки СЧ25: *а-в* – без добавления модифицирующей смеси «МС»; *г-е* – с добавлением модифицирующей смеси «МС» и восстановителя Na_3AlF_6 ; *ж-и* – с добавлением модифицирующей смеси «МС» и восстановителя CaC_2

Анализ поверхности методом РЭМ показывает, что в твердых растворах $\alpha\text{-Fe}$ и Fe_2Si присутствуют такие химические элементы, как С, О и Р, которые даже при небольшом количестве приводят к изменению параметров кристаллической решетки $\alpha\text{-Fe}$ и Fe_2Si . Стоит отметить, что по данным РЭМ элементы распределены по матрице равномерно. Согласно элементному составу чугуна марки СЧ25 (см. табл. 1) в $\alpha\text{-Fe}$ и Fe_2Si могут находиться также и другие химические элементы: Mn, Cr, S, Cu, Al, Ni, V, Ti, суммарное содержание которых составляет 1,18 %, что также влияет на параметры кристаллической решетки. Однозначно определить влияние каждого из вышеперечисленных элементов в твердых растворах сложно.

В исходном сплаве присутствует еще одна фаза – углерод в виде пластинчатого графита (С) (рис. 2, *а-в*). Эта фаза обладает объемноцентрированной гексагональной кристаллической решеткой. Параметры кристаллической решетки графита, определенные методом РФА, приведены в табл. 2. Значения параметров кристаллической решетки *a* и *c* графита практически совпадают с табличными данными (табл. 2) [6, 7]. Объемная доля фазы составляет ~2,8 %.

На рис. 2, *а, б, в* представлены РЭМ-изображения поверхности чугуна марки СЧ25 без добавления модифицирующей смеси (**Ч-1**), на которых видно, что структура чугуна состоит из металлической основы с включениями графита пластинчатой прямолинейной формы (фаза С). Особый интерес имеет микрострук-

тура металлической матрицы α -Fe (феррит), которая имеет схожее строение со структурой перлита (смесь феррита и цементита) (рис. 2, в), при этом дисперсность пластин различная и неупорядоченная. Графит имеет неравномерное распределение по матрице, близкое к розеточному типу (рис. 2, а), с размером включений: длина ~ 130 мкм, ширина ~ 3 мкм. Крупные пластины графита с относительно прямыми заостренными кромками (рис. 2, а, б) служат источниками образования трещин, приводя в конечном итоге к разрушению детали или изделия в целом [1]. На рис. 2, в также видно, что в матричной основе α -Fe присутствует фосфидная эвтектика (Fe_3P), которая имеет преимущественно удлиненную форму: длина ~ 25 мкм, ширина ~ 10 мкм.

Чугун марки СЧ25 с добавлением модифицирующей смеси «МС» и восстановителя Na_3AlF_6 . Анализ, проведенный методом РФА, показал, что образец **Ч-2** с добавкой модифицирующей смеси содержит только две фазы: α -Fe и С. По сравнению с образцом **Ч-1** отсутствует фаза Fe_2Si . Это объясняется тем, что модифицирующая смесь приводит к увеличению основной фазы α -Fe, при этом объемная доля фазы Fe_2Si либо уменьшается до уровня фона, что не дает возможности распознать ее на рентгенограмме, либо отсутствует совсем. Однако, по данным рентгенофлуоресцентного анализа, в твердом растворе матрицы α -Fe присутствует кремний, содержание которого составляет $\sim 1,71$ %. Эти данные подтверждаются также методом РЭМ. При проведении картирования образца было обнаружено, что Si распределен по матрице α -Fe равномерно, формируя твердый раствор с ферритом, тем самым способствуя повышению прочности и твердости [1].

Матрицей чугуна, модифицированного МС с восстановителем Na_3AlF_6 , является твердый раствор α -Fe с ОЦК-решеткой, объемная доля которого составляет 86,21 % (см. табл. 2). Наблюдается уменьшение параметра кристаллической решетки до 0,8549 нм, что меньше по сравнению с образцами **Ч-1** и **Ч-3** (табл. 2). Очевидно, что на структуру материала оказывает влияние Si, который по данным РЭМ равномерно распределен по матрице. Микроструктура матрицы образца **Ч-2**, как и в образце **Ч-1**, похожа на структуру

перлита, но, по данным РФА, является твердым раствором α -Fe (феррит). При введении модифицирующей смеси с восстановителем Na_3AlF_6 в расплав чугуна заметно меняется структура углеродных пластин (рис. 2, д, е); изменяется расположение пластинок. На рис. 2, д, е видно, что в матричной основе α -Fe, так же как и в других образцах, присутствует фосфидная эвтектика, которая имеет псевдодвойное строение (фосфид и феррит) [5]. Фосфидная эвтектика имеет продолговатую форму, значительных изменений в структуре, по сравнению с образцами **Ч-1** и **Ч-2** не обнаружено.

Второй фазой в материале, по данным РФА, является графит (С), который также представляет собой твердый раствор с объемноцентрированной гексагональной решеткой и параметрами кристаллической решетки почти такими же, как в образце **Ч-1**, и составляет $a = 2,4793$, $c = 6,7126$ (табл. 2). Объемная доля фазы С увеличилась и составляет 13,79 % в сравнении с исходным, кроме того, по данным рентгенофлуоресцентного анализа и РЭМ содержание углерода в образце составляет ~ 30 %, т. е. приблизительно еще 16 % графита (С) распределено по матрице образца равномерно. Введение в расплав чугуна модифицирующей смеси (восстановитель Na_3AlF_6) привело к изменению и измельчению структуры графита (рис. 2, з). Видно, что графит имеет междендритное пластинчатое распределение [5] с размером включений: длина ~ 80 мкм, ширина $\sim 1,8$ мкм, что существенно ниже, чем в исходном немодифицированном образце **Ч-1**. Чугун с таким графитом в составе менее хрупок и характеризуется повышенной механической прочностью.

Чугун марки СЧ25 с добавлением модифицирующей смеси «МС» и восстановителя CaC_2 . Проведенный анализ показал, что образец **Ч-3** содержит три фазы, так же как и образец **Ч-1**: α -Fe, Fe_2Si и графит (см. табл. 2). По сравнению с образцом **Ч-1** в образце **Ч-3** происходит увеличение фазы Fe_2Si до 7,45 %, уменьшение фазы α -Fe до 90,82 % и графита (С) до 1,73 % (табл. 2). Фаза α -Fe является так же основной фазой в сплаве (матрицей), имеет ОЦК-решетку с параметром $a = 2,8610$, что, также практически совпадает с расчетным параметром решетки образца **Ч-1**, (табл. 2). Второй фазой, так же как и в образце

Ч-1, является фаза твердого раствора с ОЦГ-решеткой и параметрами решетки $a = 3,6169$ и $c = 4,9688$, что, так же как и в образце **Ч-1**, существенно ниже табличного значения. При проведении элементного анализа обнаружено, что в твердых растворах α -Fe и Fe_2Si равномерно распределен Cr, содержание которого, по данным рентгенофлуоресцентного анализа и РЭМ, составляет 0,14 %. При этом микроструктура матрицы α -Fe (феррита), так же как и в предыдущих образцах, очень похожа на мелкодисперсную пластинчатую структуру перлита. После введения модифицирующей смеси с восстановителем CaC_2 происходит изменение микроструктуры образцов: увеличивается дисперсность углеродных пластин, но упорядоченность пластин ниже, чем в образце **Ч-2**. Фосфидная эвтектика, так же как и в других образцах, имеет псевдодвойное строение (фосфид и феррит) и продольную форму с размерами: длина ~ 20 мкм, ширина 4...10 мкм, и по сравнению с образцами **Ч-1** и **Ч-2** значительных изменений в структуре не обнаружено [5].

Углерод в образце **Ч-3** присутствует также в виде графита с ОЦГ-решеткой и параметрами решетки $a=2,4769$ и $c=6,7260$. Параметры решетки образца **Ч-3** практически полностью совпадают с параметрами решетки образцов **Ч-1** и **Ч-2** и близки к табличным значениям (см. табл. 2). Из рис. 2, *ж* видно, что графит (С), как и в образце **Ч-2**, имеет междендритное пластинчатое распределение по матрице с размером включений: длина ~ 90 мкм, ширина $\sim 1,7$ мкм, что также существенно меньше, чем в образце **Ч-1**. На основе вышеуказанных данных и диаграммы состояния Fe-C можно сделать вывод, что все образцы представляют собой заэвтектический чугун ($C > 4,3$ %), и процесс кристаллизации начинается с появления графитных частиц [7].

Заключение

Проведены исследования серого чугуна марки СЧ25 в трех состояниях: 1) без добавления модифицирующей смеси «МС»; 2) после введения модифицирующей смеси «МС», восстановитель криолит (Na_3AlF_6); 3) после введения модифицирующей смеси «МС», вос-

становитель карбид кальция (CaC_2). Установлено, что в образцах чугуна без добавления модифицирующей смеси «МС» присутствуют три основные фазы: α -Fe (94,4%), Fe_2Si (2,8%), С (2,8 %). Микроструктура представляет собой матричную основу феррита с твердым раствором FeSi и включения графита (С). Матричная основа имеет вид низкодисперсных пластин с неупорядоченным расположением, а графит представляет собой крупные пластины с относительно прямыми заостренными кромками. Установлено, что введение модифицирующей смеси с восстановителем Na_3AlF_6 влияет на фазовый состав и структуру образцов чугуна. Наблюдается увеличение фазы С (графита) до 13,97 %, при этом значительно уменьшается размер графитовых включений. Твердый раствор α -Fe является основным, при этом микроструктура матричной основы меняется: повышается дисперсность пластинок, расстояние между ними уменьшается и становится равным, расположение упорядочивается. Показано, что введение модифицирующей смеси с восстановителем CaC_2 приводит к перераспределению объемных долей твердых растворов фаз: α -Fe (90,82 %), Fe_2Si (7,45 %), С (1,73 %). Установлено существенное изменение микроструктуры образца; в матричной основе наблюдается уменьшение расстояния и повышение дисперсности пластинок. Система становится менее упорядоченной по сравнению с модификатором МС и восстановителем Na_3AlF_6 . Показано, что для всех модифицированных образцов (Ч-2 и Ч-3) содержание модифицирующих элементов в готовом сплаве в сумме не превышает 1,5 %. Добавка модифицирующей смеси приводит к улучшению микроструктуры чугуна и способствует повышению механических характеристик сплавов.

Список литературы

1. Смирнов А.Н., Лейрих И.В. Производство отливок из чугуна: учеб. пособие. – Донецк: Норд-Пресс, 2005. – 245 с.
2. Полубояров В.А., Черепанов А.Н., Коротаева З.А. Ультра- и нанодисперсные керамические порошки для модификации металлов и сплавов // Сборник трудов II международного конгресса «Цветные металлы-2010». – г. Красноярск, 2010. – С. 624–627.

3. Семенхин Б.А., Петридис А.В., Куприянова И.Ю. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов // «Новые материалы и технологии в машиностроении – 2005». IV Международная научно-техническая конференция, 2005. – С. 342–344.

4. Модификатор МС // Технические условия 1760-001-64101572-2011.

5. ГОСТ 3443-87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры // Межгосударственный стандарт, 2005. – М., 2005. – 43 с.

6. База рентгеноструктурных данных PDF-4.

7. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1–3.

Structural-phase composition of the Fe-contained alloyed, modified with ultra- and nanodispersed powders of d-metals oxides

A.P. Zykova, M.Yu. Novomeyskiy, I.A. Kurzina,
A.A. Nikulina, A.S. Knyazev

Methods of X-ray analysis and scanning electron microscopy were used to study iron C425 in three states: 1) without the addition of a modifier mixture (MS); 2) after the introduction of MS (mixture of ultra- and nanopowder metal oxides d-metals with a reducing cryolite (Na_3AlF_6) and 3) after the introduction of MS with calcium carbide (CaC_2). The element composition, phase composition, microstructure studied metal matrix and graphite inclusions. It was established that the introduction of the modifying mixture with a reducing agent (Na_3AlF_6 or CaC_2) leads to a morphologically homogeneous structure, changes in the phase composition, the content of the volume fraction of the phases, the crystal lattice of solid solutions.

Key words: Iron GL25, modification, ultra- and nano-dispersed oxide powder, phase composition, lattice parameter, and microstructure.

ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ ДЕТАЛЕЙ УДАРНЫХ МАШИН С ПОМОЩЬЮ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ

*П.А. ПОПЕЛЮХ, аспирант
А.И. ПОПЕЛЮХ, канд. техн наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 9 ноября 2012 года

Попелюх А.И. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: aip13@mail.ru

Рассмотрена возможность применения изотермической закалки для упрочнения деталей пневмоударника. Показано, что применение технологии изотермической закалки позволяет в полтора раза повысить циклическую трещиностойкость по сравнению со сталью в закаленном и отпущенном состоянии.

Ключевые слова: термическая обработка, ударные механизмы, надежность.

Введение

В настоящее время для бурения скважин широко применяют погружные пневматические ударные механизмы. Одно из наиболее перспективных направлений повышения эффективности пневмоударников – увеличение давления сжатого воздуха, что позволяет увеличить скорость бурения в несколько раз. Для изготовления ударных машин с высоким давлением энергоносителя необходимы материалы, обладающие высокой прочностью и значительным сопротивлением усталостному разрушению. Типичная причина выхода из строя пневмоударников – усталостное разрушение наиболее нагруженной и ответственной детали – бойка. Для изготовления бойков обычно применяют высококачественные легированные среднеуглеродистые стали. Однако использование традиционной технологии термообработки стали – закалки с отпуском – не позволяет обеспечить приемлемый ресурс работы пневмоударников, который в настоящее время при проходке скважин в грунтах средней крепости не превышает нескольких десятков часов [1]. Цель работы заключалась в выборе рациональной технологии и режимов термического упрочнения бойка экспериментального пневмоударника высокого давления, разработанного в ИГД СО РАН.

Материалы и методы исследования

Научные публикации свидетельствуют, что использование технологии изотермической закалки позволяет сочетать в стали высокие показатели трещиностойкости, ударной вязкости, прочности. Данная технология может быть использована для упрочнения деталей горных машин твердостью 38-42 HRC [2]. В качестве материала для исследования применяли высококачественную среднелегированную сталь марки 40X2H2MA. Выбор режимов термической обработки производили с учетом результатов математического моделирования процесса нагружения, позволяющего оценить величину напряжений, возникающих в бойке в процессе его взаимодействия с инструментом. Моделирование осуществляли с использованием программного пакета ANSYS Workbench. Для выявления возможности использования изотермической закалки для упрочнения бойка пневмоударника производили сравнение свойств стали, обработанной по технологии изотермической закалки, с характеристиками стали, упрочненной закалкой с отпуском. Закалку с отпуском образцов из стали 40X2H2MA производили по следующим режимам: нагрев до температуры 860 °С, закалка в масло и последующий отпуск в диапазоне температур от 400 до 600 °С. В качестве альтернативной технологии упрочнения была применена

изотермическая закалка: образцы подвергали нагреву до температуры 860 °С с последующим охлаждением в расплаве солей при температуре 350 или 450 °С. Время изотермической выдержки было равно 40 мин.

Обработанные по различным технологиям образцы из стали 40X2H2MA испытывали растяжение, ударный изгиб, сопротивление разрушению при циклическом растяжении и сжатии. Статические испытания на растяжение проводили на универсальном измерительном комплексе Instron 300 DX в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84. Испытания на ударный изгиб осуществляли на автоматизированном маятниковом копре MetroCom 06103300 с энергией удара 300 Дж. Оценку сопротивления стали усталостному разрушению при воздействии на нее циклической растягивающей нагрузки проводили на гидравлическом испытательном комплексе Instron 8801. Частота нагружения составляла 5 Гц, амплитуда нагрузки была равна 30 кН. Для испытаний использовали плоские образцы размером 100×20×4 мм с концентратором напряжения.

Испытания на долговечность при ударно-циклическом нагружении проводили на установке электромагнитного типа, реализующей схему ударного сжатия образцов размером 35×10×3 мм. На боковые поверхности образцов были нанесены концентраторы напряжения. Испытания проводили с частотой 500 ударов в минуту при энергии единичного удара, равной 7 Дж. В ходе испытаний оценивали время зарождения в образцах усталостных трещин и количество циклов до полного разрушения образцов.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Результаты математического моделирования напряженно-деформированного состояния материала бойка при его взаимодействии с инструментом показали, что наиболее нагруженной частью бойка является хвостовик, в котором возникают напряжения величиной 320 МПа (рис. 1). Литературные данные свидетельствуют, что высокая надежность деталей ударных механизмов может быть обеспечена, если максимальная нагрузка в цикле не превышает половины предела текучести стали [3]. Таким образом, при термической

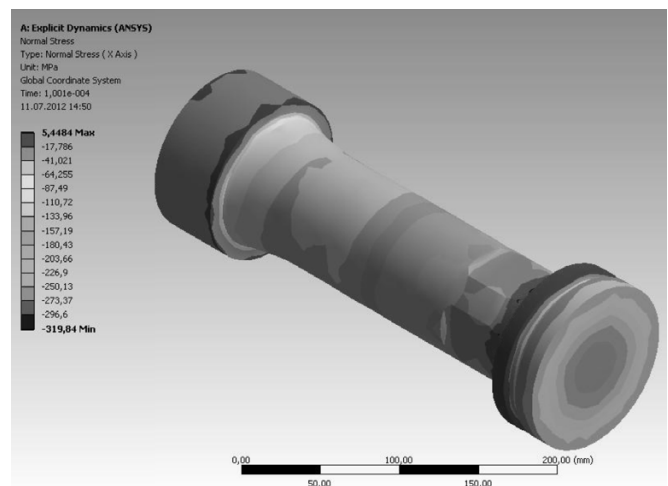


Рис. 1. Распределение напряжений в бойке

обработке бойка целесообразно использовать режимы, обеспечивающие предел текучести не менее 650 МПа.

Результаты статических испытаний на растяжение позволили установить, что заданный уровень предела текучести может быть обеспечен, если температура отпуска после закалки не превышает 500 °С. При изотермической закалке необходимый уровень механических свойств стали может быть получен при температуре охлаждающего расплава соли, равной 350 °С. Показатели механических свойств стали, термически упрочненной по различным режимам, приведены в таблице.

Результаты усталостных испытаний образцов при воздействии на них циклической растягивающей нагрузки показали, что сталь 40X2H2MA, упрочненная по технологии изотермической закалки, обладает полуторакратным преимуществом в усталостной трещиностойкости по сравнению со сталью в закаленном и отпущенном состоянии (при аналогичном уровне твердости HRC 37–40). В условиях нагружения циклическим сжатием сталь со структурой нижнего бейнита обладает более высоким сопротивлением усталостному разрушению по сравнению со сталью, упрочненной закалкой с отпуском. Следует отметить, что по показателю ударной вязкости изотермически закаленная сталь не имеет существенных преимуществ по сравнению со сталью после закалки с отпуском до сопоставимого уровня твердости.

Высокие усталостные свойства стали со структурой нижнего бейнита могут быть объяснены тем, что по сравнению с традиционной

Показатели механических свойств стали 40X2H2MA после различных режимов термического упрочнения

Термообработка	Твердость, HRC	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_{B} , МПа	δ , %	KCV, Дж/см ²	Долговечность при растяжении, мин	Долговечность при сжатии, мин
Закалка + отпуск 400 °С	43	1304	1501	8	46	10/27,3*	3325
Закалка + отпуск 500 °С	40	870	1257	14	62	10/33,8*	2675
Закалка + отпуск 600 °С	32	539	950	20	88	–	–
Изотермическая закалка при 350 °С	37	735	1160	24	50	14/41,5*	4505
Изотермическая закалка при 450 °С	34	562	820	16	39	–	–

* Время зарождения трещины / показатель общей долговечности.

закалкой, при которой мартенсит образуется с высокой скоростью, бейнитное превращение протекает с пониженной скоростью, а это способствует формированию менее дефектной и напряженной структуры. Проведенные ранее исследования показали, что в условиях многократного динамического нагружения рост усталостных трещин происходит преимущественно по границам раздела фаз [4]. Результаты электронно-микроскопических исследований говорят о том, что карбиды, образующиеся в структуре закаленной стали при ее отпуске на границах кристаллов мартенсита, имеют значительную протяженность (рис. 2). В стали со структурой нижнего бейнита дисперсные выделения карбидов окружены пластичной α - фазой, являющейся эффективной преградой на пути распространения трещины (рис. 3).

Основными факторами, ограничивающими широкое применение изотермической закалки для упрочнения деталей механизмов, являются более высокая стоимость процесса, а также повышенные требования к экологической и взрывобезопасности. Однако при изготовлении наиболее ответственных деталей эти факторы не имеют решающего значения, а основополагающим показателем является высокий уровень механических свойств. Технологический процесс изотермической закалки был использован для упрочнения бойка экспериментального пневмоударника, разработанного в ИГД СО РАН (рис. 4). Предварительные результаты промышленных испытаний показали высокие эксплуатационные свойства нового образца погружного пневматического ударника.

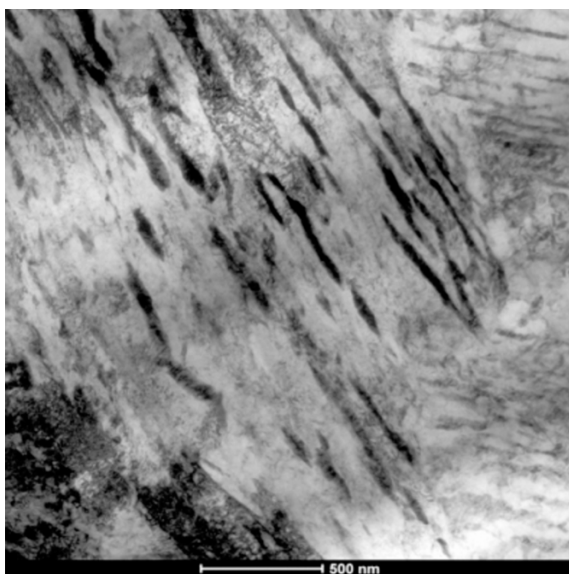


Рис. 2. Структура стали после закалки и отпуска при 400 °С

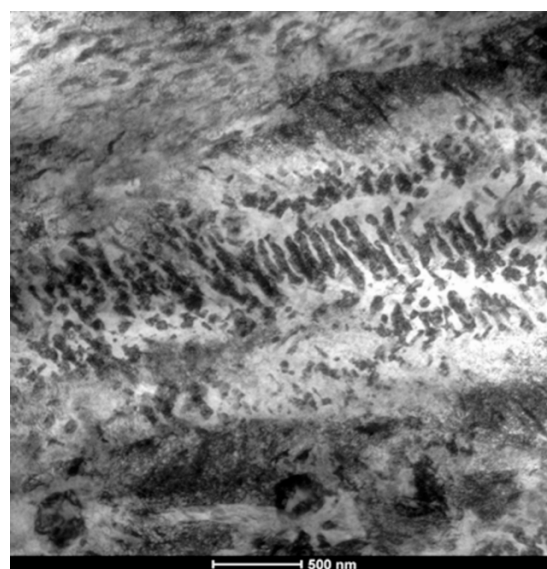


Рис. 3. Структура стали после изотермической закалки при 350 °С

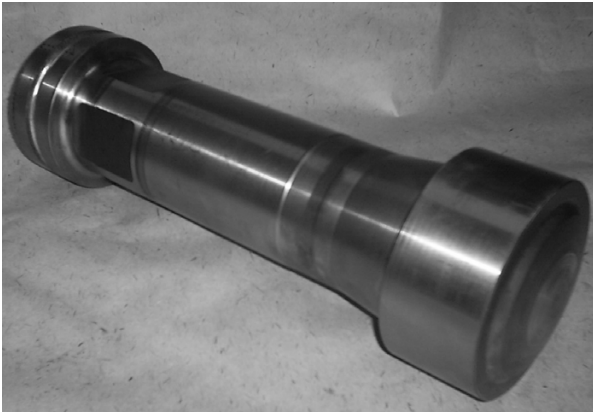


Рис. 4. Боек экспериментального погружного пневмоударника

Вывод

Сталь, упрочненная по технологии изотермической закалки, обладает полуторакратным преимуществом в усталостной трещиностойкости по сравнению со сталью в закаленном и отпущенном состоянии (при аналогичном уровне твердости HRC 37-40). Изотермическая закалка с формированием в стали структуры нижнего

бейнита может быть рекомендована для упрочнения деталей ударных механизмов, при эксплуатации которых не возникают напряжения свыше 400 МПа.

Список литературы

1. Иванов К.И., Латышев В.А., Андреев В.Д. Техника бурения при разработке месторождений полезных ископаемых. – М.: Недра, 1987. – 272 с.
2. А.И. Попелюх А.И., Теплых А.М., Терентьев Д.С., Огнев А.Ю. Повышение конструктивной прочности деталей ударных машин термической обработкой созданием в стали смешанной структуры // Обработка металлов. – № 2. – 2009. – С. 19–24.
3. Соколинский В. Б. Машины ударного разрушения (Основы комплексного проектирования). – М.: Машиностроение, 1982. – 184 с.
4. Popelukh A.I., Bataev V.A., Ivanchenko V.A. Features of Structure Influence on the Mechanism of Steel Destruction at Repeated Dynamic Load under Compression Scheme The Third International Forum on Strategic Technologies «INFOST» Novosibirsk-Tomsk, Russia June 23-29, 2008. – P. 99–101.

Increase of machine elements reliability by isothermal quenching applying

P.A. Popelyukh, A.I. Popelyukh

An ability of applying isothermal quenching to strengthpneumostriker elements was considered. It was stated that substitution of quenching with tempering heat treatment for isothermal quenching give one and a half rise in cyclic fracture toughness.

Key words: heat treatment, percussion mechanism, reliability.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БОРСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ, НАПЛАВЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ, ВЫВЕДЕННЫМ В ВОЗДУШНУЮ АТМОСФЕРУ*

Е.А. ДРОБЯЗ, канд. техн. наук, доцент
Д.С. КРИВЕЖЕНКО, аспирант
И.А. ПОЛЯКОВ, аспирант
С.Ю. НАГАВКИН, студент
В.В. ИВАНЦИВСКИЙ, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 12 ноября 2012 года

Дробяз Е.А. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: ekaterina.drobyaz@ya.ru

С использованием методов структурного анализа изучено строение покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки борсодержащих порошковых смесей. Показано, что в процессе наплавки формируется сложная структура, содержащая бориды и эвтектику. Высокая концентрация боридов в поверхностных слоях способствовала двукратному повышению износостойкости наплавленных покрытий.

Ключевые слова: высокоскоростной нагрев, бор, покрытие, износостойкость.

Введение

Особое место среди методов поверхностного упрочнения конструкционных сталей занимает борирование. Эта технология обеспечивает формирование покрытия, отличающегося высокой твердостью, прочностью, коррозионной стойкостью, а также высоким сопротивлением к изнашиванию [1]. В настоящее время существуют десятки разновидностей борирования, характеризующиеся различными режимами реализации и структурой формируемых слоев. Для наиболее распространенных методов борирования характерны недостатки, ограничивающие их применение при поверхностном упрочнении быстроизнашиваемых изделий. К ним относятся: достаточно низкая производительность процессов борирования, малая толщина упрочненных слоев и сложность обработки крупногабаритных изделий.

Избежать отмеченных недостатков позволяют различные методы наплавки, основанные

на применении высококонцентрированных потоков энергии. Среди них следует выделить технологию вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Достоинствами данного метода являются: высокая мощность оборудования (100 кВт), вывод электронного пучка в воздушную атмосферу, возможность обработки крупногабаритных изделий с высокой производительностью [2–4].

Процесс формирования боридного покрытия при вневакуумной электронно-лучевой обработке определяется скоростью нагрева и плавления основного металла и порошковой смеси, скоростью их перемешивания в жидком состоянии и условиями кристаллизации расплава. Целью данной работы является изучение структуры и свойств боридных покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки борсодержащих порошковых смесей на низкоуглеродистую сталь.

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

Методика проведения исследований

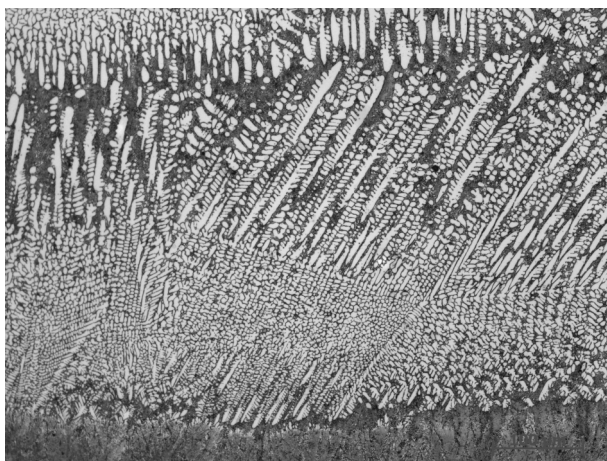
В качестве объекта исследования нами были рассмотрены покрытия, полученные методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей на подложку из низкоуглеродистой стали 20. Для наплавки использовали порошковую смесь, состоящую из аморфного бора и флюса MgF_2 с плотностью насыпки $0,2 \text{ г/см}^2$. Вневакуумную электронно-лучевую обработку проводили на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики СО РАН по следующим режимам: ток пучка $I - 3...6 \text{ мА}$, диаметр пучка $d - 10 \text{ мм}$, скорость перемещения электронного пучка $v - 10 \text{ мм/с}$, расстояние от выпускного окна до обрабатываемой поверхности $h - 90 \text{ мм}$. Структуру наплавленного покрытия оценивали с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss AxioObserver Z1m; твердость покрытий – при помощи микротвердомера WolpertGroup 402MVD. Износостойкость покрытия оценивали в условиях трения о закрепленные частицы абразива в соответствии с ГОСТ 17367. В качестве эталонов при проведении всех испытаний на износостойкость использовались образцы с покрытием, полученным методом традиционного печного борирования.

Результаты исследований

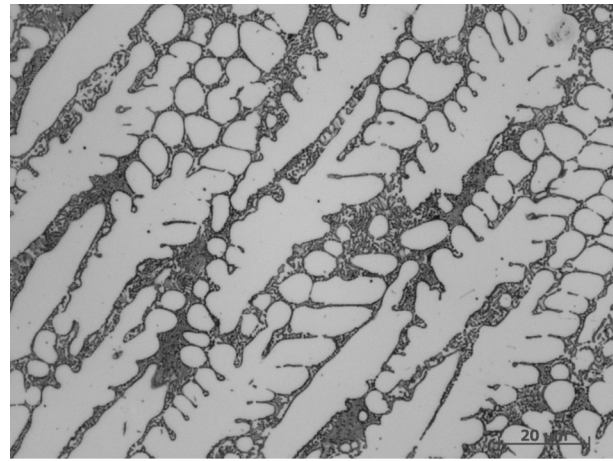
Формирование покрытий при воздействии электронного пучка, выведенного в воздушную атмосферу, происходит в условиях непрерывно повышающейся температуры с последующим

ускоренным охлаждением. Результаты структурных исследований показали, что в процессе наплавки формируются покрытия, толщина которых составляет $\sim 1000 \text{ мкм}$. Наплавленные слои, сформированные при наплавке борсодержащих порошковых смесей, отличаются явно выраженной градиентной структурой (см. рисунок). В покрытии наблюдаются крупные кристаллы первичных боридов и эвтектика Fe_2B+Fe , что соответствует структуре заэвтектического типа. Бориды располагаются разрозненно и достаточно равномерно по всему объему наплавки. Однако на некоторых участках, расположенных непосредственно вблизи поверхности образца, зафиксирована высокая плотность кристаллов боридов железа, что свидетельствует о повышенном содержании бора в материале. В переходной зоне между наплавкой и основным металлом наблюдается эвтектическая структура.

Испытания боридных покрытий при трении о закрепленные абразивные частицы в определенной степени моделируют условия, возникающие при контакте деталей машин и элементов конструкций с монолитной породой. Интенсивное воздействие закрепленного абразива на материал обусловлено тем, что твердые зерна выполняют функцию своеобразных режущих микроэлементов. Полученные результаты хорошо соотносятся с твердостью и толщиной покрытия. Микротвердость наплавки находится на уровне $\sim 1,3 \text{ ГПа}$. При этом средняя микротвердость крупных боридных кристаллов составила $\sim 1,6 \text{ ГПа}$, а средняя микротвердость эвтектической составляющей $\sim 0,7 \text{ ГПа}$. Повы-



а



б

Строение поверхностных слоев, полученных по технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси “ $B-MgF_2$ ”



шение концентрации боридов в поверхностных слоях в значительной степени способствует повышению износостойкости покрытия. Результаты проведенных триботехнических испытаний показали, что относительная износостойкость стали 20, борированной с использованием технологии печного нагрева, составляет 3,1. Наибольший уровень относительной износостойкости (~ 4,2...4,6) имеют стали с покрытиями, полученными по технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки. Эти данные свидетельствуют об эффективности использования высокопрочных наплавленных покрытий для повышения стойкости поверхностных слоев сталей в условиях абразивного изнашивания.

Заключение

На основании проведенных экспериментов было показано, что вневакуумная электронно-лучевая наплавка является эффективным и высокопроизводительным методом борирования. Боридные слои, формируемые по данной технологии, имеют значительно большую толщину по сравнению с технологией печного борирования.

Испытания на износостойкость при воздействии закрепленных частиц абразива показали, что покрытия, полученные по технологии электронно-лучевой наплавки, обладают более высоким комплексом механических свойств по сравнению с покрытиями, формируемыми в результате печного борирования. Преимущества наплавленных покрытий обусловлены также большой толщиной сформированных покрытий.

Список литературы

1. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: Физматлит, 2010. – 384 с.
2. Полетика И.М., Крылова Т.А., Макаров С.А. Использование электронно-лучевой обработки для создания упрочняющих покрытий // Известия Томского политехнического университета. – 2011. – Т. 319. – № 2. – С. 94–98.
3. Teplykh A.M., Golkovskiy M.G., Bataev A.A. Boride Coatings Structure and Properties, Produced by Atmospheric Electron-Beam Cladding // Advanced Materials Research Vols. 287-290 (2011), pp 26–31.
4. Теплых А.М. Использование электронно-лучевого нагрева для формирования на сталях износостойких поверхностных слоев // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. – 2011. – № 3(52). – С. 91–94.

Structure and properties of boron-containing coatings, deposited by non-vacuum electron beam

E.A. Drobyaz, D.S. Krivezhenko, I.A. Polyakov,
S.Yu. Nagavkin, V.V. Ivantsivskiy

The method of structural analysis was used to study the structure of coatings obtained by non-vacuum electron beam deposition of boron-containing powder mixture. It is shown that a complicated structure containing borides and eutectic formed during the process of surfacing. The high concentration of borides in the surface layers promoted twofold increase in wear resistance of deposited coatings.

Key words: high-speed heating, boron, coating, wear resistance.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С ГРАДИЕНТНЫМ СТРОЕНИЕМ*

А.Г. ТЮРИН, канд. техн. наук, доцент

А.А. РАЗУМАКОВ, аспирант

Д.С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант

С.Ю. НАГАВКИН, магистрант

*В.В. ИВАНЦИВСКИЙ, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 16 ноября 2012 года

Тюрин А.Г. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: tyurin78@mail.ru

Приведены результаты металлографических исследований композиций «ВК15-ВК6» и «ВК15-СК» после спекания в вакуумной печи при температурах 1380 и 1450 °С. Установлено, что при спекании происходит формирование структуры с градиентным строением с объемной долей упрочняющего компонента 84–88 % в сердцевине изделия и 92–94 % в поверхности. Определены механические свойства сформированных композиций (твердость, износостойкость при трении о закрепленные частицы абразива, предел прочности при изгибе и микротвердость).

Ключевые слова: вольфрамкобальтовый твердый сплав, жидкофазное спекание в вакууме, градиентная микроструктура.

Введение

Производительность металлообработки в значительной степени зависит от типа инструментального материала. На сегодняшний день наиболее распространенными инструментальными материалами являются твердые сплавы, которые обладают рядом ценных свойств, среди которых в первую очередь следует выделить высокую твердость и износостойкость. Однако необходимо отметить, что большинство твердых сплавов подвержены хрупкому разрушению и имеют низкие прочностные свойства при высокой стоимости и дефицитности твердосплавных порошковых смесей.

Согласно ГОСТ 3882-74. «Сплавы твердые спеченные. Марки» в твердых сплавах группы

ВК (на основе карбида вольфрама и кобальта) прочностные характеристики зависят от количественного содержания в них металла-связки. Так, например, с увеличением кобальта в сплаве от 6 до 15 % повышается предел прочности при изгибе приблизительно от 1500 до 1850 МПа [1]. Однако такое увеличение кобальта ведет к снижению твердости инструментального материала от 88,5 до 86 HRA. Одновременного сочетания высокой твердости и прочности при изгибе можно добиться за счет создания твердого сплава с градиентной структурой. В таком материале максимальное количество частиц карбида вольфрама должно содержаться в поверхностном слое, что обеспечит повышение твердости и износостойкости поверхностного слоя. Высо-

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

кие показатели прочности и трещиностойкости будут иметь сердцевину изделия, содержащую большее количество связующего металла.

Цель работы заключается в исследовании структуры и свойств твердых сплавов с градиентной микроструктурой, сформированной жидкофазным спеканием вольфрамокобальтовых порошковых смесей с малым содержанием кобальтовой фазы на поверхности прессовки из твердосплавной смеси с высокой концентрацией кобальта.

Материалы и методы исследования

В качестве материалов, применяемых в экспериментах, использовали порошковые смеси ВК15, ВК6, изготовленные в соответствии со стандартом СТО 00196144-0727-2010 «СМК. Процессы жизненного цикла продукции. Смеси твердосплавные для производства изделий» и порошок карбида вольфрама марки СК, приготовленный в соответствии со стандартом СТО 00196144-0712-2010 «СМК. Процессы жизненного цикла продукции. Карбид вольфрама порошкообразный». Химический состав используемых порошковых смесей представлен в табл. 1.

Из порошковых смесей ВК6, ВК15 и порошкообразного карбида вольфрама марки СК изготавливали цилиндрические прессовки диаметром 40 и высотой 10 мм. Прессование заготовок осуществляли на прессе Scamex Monarch, по технологическим режимам, представленным в табл. 2.

Для формирования градиентной структуры в вольфрамокобальтовых твердых сплавах использовали две схемы получения образцов. Первая схема предусматривала последовательное послойное прессование порошковых смесей ВК15 и ВК6 (или карбида вольфрама марки СК).

Таблица 2

Технологические режимы компактирования порошковых смесей

Параметр	Значение
Усилие сжатия, <i>H</i>	650 000
Давление прессования, МПа	517,5
Скорость компактирования, мм/мин	0,35
Масса навески порошковой смеси, г	175

Процесс получения заготовок по такой схеме состоял из двух стадий: на первом этапе в пресс-форме осуществляли прессование порошковой смеси ВК15, после чего, не вынимая заготовки из пресс-формы, осуществляли насыпку и прессование порошковой смеси ВК6 (или порошка карбида вольфрама марки СК). Общая высота заготовки, полученной таким способом, составляла 10 мм, при этом толщина слоев из смесей ВК6 (порошка карбида вольфрама марки СК) и ВК15 была равна 5 мм.

Вторая схема предусматривала спекание порошковой смеси ВК6 (или карбида вольфрама марки СК), нанесенной в виде шликера на поверхность прессовки ВК15. Слой шликера имел толщину 1 мм и представлял собой суспензию порошковой смеси ВК6 (или карбида вольфрама марки СК) в этиловом спирте.

Жидкофазное спекание композиций проводилось в вакуумной печи СГВ 2.4.2/15 при скорости нагрева от 2 до 4 °С/с; скорость охлаждения – от 0,08 до 0,6 °С/с; температура спекания составляла 1380 °С или 1450 °С. Выдержка при температуре спекания составляла 60 мин при остаточном вакууме от $1 \cdot 10^{-3}$ до $3 \cdot 10^{-5}$ Па.

Металлографические исследования проводили в диапазоне увеличений от 40 до 1500 крат с использованием оптического микроскопа Carl Zeiss AXIO Observer A1m. Объектами исследования служили металлографические шлифы, полученные с помощью пресса для заливки об-

Таблица 1

Состав порошковых смесей

Марка порошковой смеси	Массовая доля %					Средний размер по Фишеру, мкм
	Углерод общий	Углерод свободный, не более	Кобальт	Кислород, не более	Железо, не более	
ВК6	5,45...5,70	0,10	5,7...6,2	0,4	0,2	–
ВК15	4,90...5,20	0,10	14,0...15,0	0,5	0,2	–
СК	6,00...6,12	0,10	–	–	–	8,5...13,0

Режимы травления вольфрамкобальтовых твердых сплавов

№ п/п	Состав травителей и способ травления	Условия травления	Назначение травления	Действие травления	Примечание
1	Свежеприготовленная смесь равных объемов 20 %-ных водных растворов калия железосинеродистого и гидроксида калия или натрия	Температура 18...20 °С Продолжительность – 2–3 с	Для выявления η-фазы в сплавах вольфрамовой группы	η-фаза окрашивается в красновато-оранжевый цвет и окаймляется по границам. WC-фаза и Co-фаза остаются светлыми	Окисная пленка легко стирается; поэтому шлиф после травления высушивался
2	Свежеприготовленная смесь равных объемов 20 %-ных водных растворов калия железосинеродистого и гидроксида калия или натрия	Температура 18...20 °С Продолжительность – 5 мин	Для выявления WC-фазы в сплавах вольфрамовой группы	WC- фаза четко окаймляется по границам зерен. Сохраняя естественную голубоватую окраску, η-фаза вытравливается, Co-фаза остается светлой	Применяется после травления по режиму 1

разцов SimpliMet 1000 (Buehler). Микрошлифы изготавливали по стандартной методике, включающей такие операции, как механическое шлифование и полирование, а также последующее химическое травление. На нетравленных микрошлифах исследовали наличие и характер распределения пор.

Для выявления структуры твердого сплава использовали травление по режимам, представленным в табл. 3.

Для оценки механических свойств полученных твердых сплавов были проведены испытания, характеризующие как механические свойства поверхностного слоя, так и композиции в целом. В поверхностном слое были определены твердость, микротвердость и износостойкость при трении о жестко закрепленные частицы абразива. Предел прочности твердого сплава при поперечном изгибе характеризовал композицию в целом.

Испытания по определению твердости вольфрамкобальтовых твердых сплавов с градиентной микроструктурой проводили методом Роквелла при измерении по шкале А в соответствии с ГОСТ 9013-59 «Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу». Для проведения испытаний использовался твердомер 600MRD. Значения твердости (HRA) определяли вдавливанием алмазного конуса при нагрузке на индентор 50 кгс. Микротвердость исследуемых объектов определяли в соответствии с ГОСТ 9450-71. Для проведения испытаний использовался

микротвердомер для проведения испытаний по Виккерсу 402MVD. В качестве индентора применяли алмазную четырехгранную пирамиду с квадратным основанием. Масса, нагружающая индентор, составляла 100 и 200 г.

При выполнении исследования предел прочности при изгибе определяли в соответствии с ГОСТ 20019-74 «Сплавы твердые спеченные. Метод определения прочности при поперечном изгибе». Испытания проводили на универсальной электромеханической системе Instron 3369 с применением специальной оснастки, позволяющей реализовать трехточечный изгиб. Скорость перемещения подвижной траверсы в процессе нагружения составляла 2 мм/мин. При нагружении образца фиксировалась диаграмма разрушения в координатах «нагрузка – удлинение» с выводом результатов на экран монитора.

Испытания в условиях трения о закрепленные частицы абразива проводились по схеме, предусмотренной ГОСТ 17367-71, с тем отличием, что в качестве эталонного образца использовался стержень диаметром 2 мм, изготовленный из твердого сплава ВК6, а в качестве абразива – бумага с карбидом кремния зеленым с размером абразивных частиц от 60 до 80 мкм. В качестве режимов испытаний были выбраны:

частота вращения диска, об/мин	60
удельное давление на образец, МПа	1
путь трения, м	30
радиальное перемещение образца, мм/об	1,4.

Испытывались цилиндрические образцы диаметром 2 и высотой 10 мм. По результатам испытаний определяли относительную износостойкость ε по формуле

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{эт}} \rho_{\text{обр}}}{\Delta m_{\text{обр}} \rho_{\text{эт}}}$$

где $\Delta m_{\text{эт}}$, $\Delta m_{\text{обр}}$ – потеря массы эталонного и испытуемого образцов; $\rho_{\text{обр}}$, $\rho_{\text{эт}}$ – плотность испытуемого и эталонного образцов.

Результаты и обсуждение

Результаты исследований микроструктуры поперечных микрошлифов образцов из твердых сплавов с градиентным строением, полученной жидкофазным спеканием карбида вольфрама марки СК, свидетельствуют о формировании двух ярко выраженных зон. Для первой поверхностной зоны характерно крупнозернистое строение и незначительное количество пор размером 15...30 мкм. Размер частиц карбида вольфрама практически не изменяется при жидкофазном спекании. На рис. 1 представлены характерные фотографии микроструктур полученной композиции. Объемная доля пор находится в диапазоне от 8 до 10 %.

Можно отметить, что в процессе спекания порошка карбида вольфрама на поверхности прессовки из смеси ВК15 происходит миграция жидкой фазы в порошковый слой из частиц марки СК. Анализ литературных данных свидетельствует о том, что на процесс миграции жидкой фазы оказывают влияние несколько факторов, среди которых особо значимыми являются гра-

диент по концентрации кобальта между поверхностным слоем и сердцевиной, а также размер упрочняющих фаз в спекаемых компонентах. Например, в работах [2, 3] отмечается, что миграция жидкой фазы преимущественно идет из области, имеющей крупнозернистое строение, в область с мелкозернистым строением. Данное заключение стало основанием для выбора крупнозернистого порошка карбида вольфрама марки СК. Размер исходных частиц карбида вольфрама в порошке СК составлял 8,5...13 мкм, в то время как размер частиц в порошковой смеси ВК15 был равен 3...5 мкм. Способствовать значительной миграции жидкой фазы могла высокая температура спекания (1450 °С) и длительная выдержка (1 ч). Положительное влияние на снижение степени миграционных процессов может оказывать уменьшение температуры жидкофазного спекания с 1450 до 1380 °С. Микроструктура твердого сплава, полученного при спекании порошка карбида вольфрама марки СК на поверхности прессовки из ВК15 при 1380 °С в течение одного часа, аналогична строению композиции, полученной при температуре 1450 °С (см. рис. 1), и имеет две характерные зоны. Объемная доля материала связки в покрытии составляет 6–7 %, а в средней части изделия 12–16 %. Соответственно объемная доля частиц карбида вольфрама в поверхностном слое составляет 93–94 %, а в сердцевине изделия 84–88 %.

Появление пор в сформированном поверхностном слое, вероятно, связано с неравномерной миграцией жидкой фазы в поверхностный слой. Использование в качестве упрочняющего слоя порошковых смесей с низким содержанием

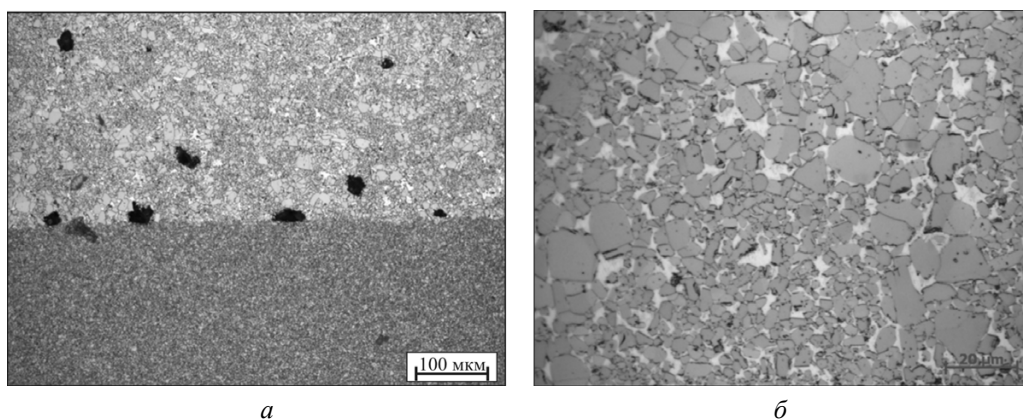


Рис. 1. Характерные участки композиции “ВК15-СК”:

a – микроструктура переходного слоя; *б* – микроструктура поверхностного слоя

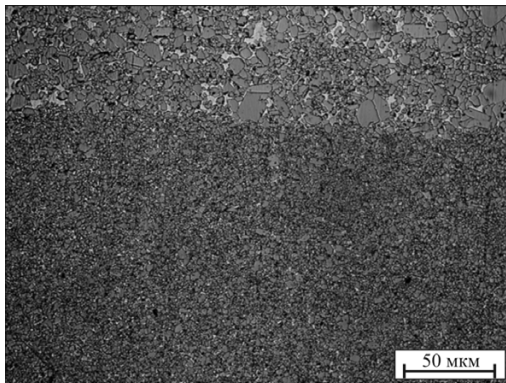


Рис. 2. Микроструктура композиции «VK15-VK6»

кобальта (например, VK6) позволяет исключить образование пор в поверхностном слое. На рис. 2 представлена фотография микроструктуры композиции «VK6-VK15» после спекания при температуре 1380 °С в течение одного часа. Наличие кобальта в поверхностном слое спекаемой порошковой композиции благоприятно влияет на равномерное смачивание частиц упрочняющей фазы и формирование беспористого твердого сплава с градиентной структурой.

Результаты измерения твердости методом Роквелла по шкале А показали, что максимальную твердость (до 90 HRA) имеют вольфрамкобальтовые твердые сплавы VK15 с градиентной микроструктурой, сформированной в результате жидкофазного спекания порошковой смеси VK6. Наличие пор в поверхностном слое композиции «VK15-СК» приводит к снижению значений твердости в среднем на 2–4 единицы HRA. На рис. 3 представлена диаграмма с полученными значениями.

Распределение значений микротвердости по толщине поверхностного слоя вольфрам-



Рис. 3. Твердость поверхности вольфрамкобальтовых твердых сплавов с градиентной микроструктурой

кобальтовых твердых сплавов с градиентной структурой показало, что на поверхности наблюдается повышение микротвердости от 13200 до 14800 МПа. В непосредственной близости к поверхности исследуемых образцов наблюдается незначительное снижение микротвердости, что может быть связано с увеличением объемной доли связующего компонента покрытия вследствие развития миграционных процессов жидкой фазы. Снижение температуры жидкофазного спекания от 1450 до 1380 °С приводит к уменьшению объемной доли связующего металла в поверхностном слое и сохранению высоких значений микротвердости. Довольно большие колебания значений микротвердости поверхностного слоя связаны с неравномерностью распределения связующего металла. Это позволяет говорить о наличии в сплаве отдельных участков, по которым преимущественно протекает миграция жидкой фазы и происходит частичная утрата каркасной структуры.

Оценка предела прочности твердого сплава с градиентной структурой при испытаниях на изгиб показала, что наличие поверхностного слоя с уменьшенным содержанием кобальта приводит к снижению сопротивления материала изгибным нагрузкам. Предел прочности композиции «VK15-СК» имеет значение выше предела прочности сплава VK6 и ниже предела прочности сплава VK15. На рис. 4 представлена гистограмма, характеризующая значения прочности при изгибе вольфрамкобальтовых твердых сплавов.

В твердом сплаве с градиентной структурой, полученной жидкофазным спеканием порошковой смеси VK6 на поверхности VK15, количество пор не превышает 0,5 %, что позволяет по-

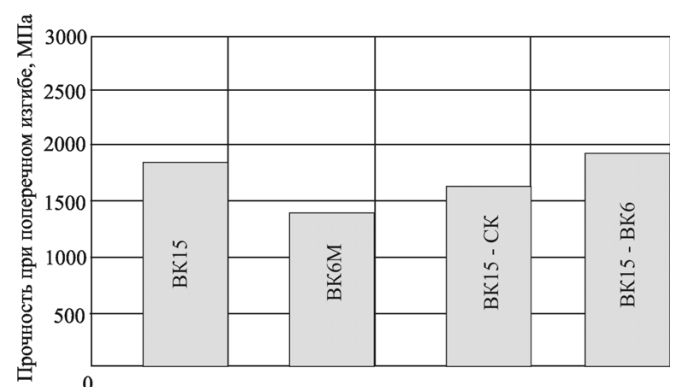


Рис. 4. Прочность при поперечном изгибе твердых сплавов с градиентной структурой, полученной жидкофазным спеканием порошков VK6 и СК

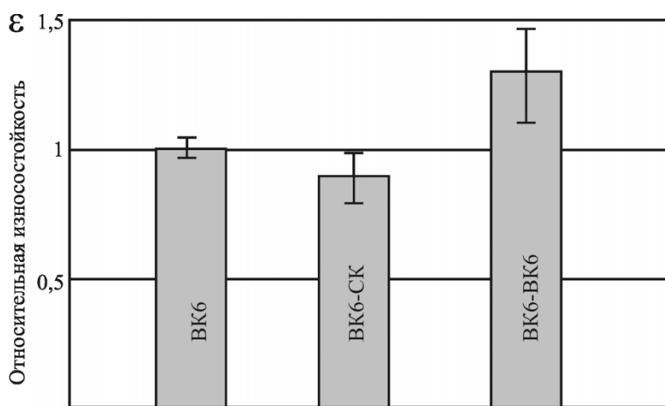


Рис. 5. Относительная износостойкость вольфрамкобальтовых твердых сплавов с градиентной структурой (эталон VK6)

лучить относительно высокий предел прочности при поперечном изгибе. В данном случае предел прочности составляет 1920 МПа. Необходимо отметить, что толщина упрочняющего слоя со структурой твердого сплава VK6 не превышала 0,8 мм. При испытании композиции «VK6-VK15», в которой толщина слоев VK6 и VK15 была примерно одинакова (по 5 мм), наблюдается снижение предела прочности при поперечном изгибе до 1680 МПа. Таким образом, оптимальная толщина упрочняющего слоя с малым содержанием связующей фазы не должна превышать 0,8 мм. В этом случае снижение предела прочности будет относительно небольшим.

Испытания по определению абразивной износостойкости при трении о закрепленные частицы абразива показали, что износостойкость композиции «VK15-VK6» превышает износостойкость эталонного образца (VK6) в 1,3 раза. На рис. 5 представлены значения относительной износостойкости вольфрамкобальтовых твердых сплавов.

Низкие значения абразивной износостойкости композиции «VK15-CK» связаны с пористым строением поверхности. В процессе испытания

наблюдалось частичное выкрашивание материала поверхностного слоя, что способствовало увеличению величины износа.

Выводы

1. Жидкофазное спекание прессовок из твердосплавных порошковых смесей с переменным содержанием материала связки позволяет сформировать инструментальный материал с градиентной структурой, обеспечивающей сочетание высоких показателей износостойкости при повышенных значениях предела прочности на изгиб.

2. Твердость вольфрамкобальтовых твердых сплавов с градиентной микроструктурой, полученной жидкофазным спеканием прессовок из порошковых смесей, составляет 89-90 HRA для композиции «VK6-VK15» и 87-88 HRA для композиции «CK-VK15». Пониженные значения твердости для композиции «CK-VK15» связаны с наличием пор в поверхностном слое.

3. Наилучшей износостойкостью обладают твердые сплавы, полученные вакуумным спеканием порошковой смеси VK6 на поверхности прессовки из смеси VK15. Относительная износостойкость градиентных твердых сплавов превышает износостойкость твердого сплава VK6 в 1,3 раза.

Список литературы

- ГОСТ 3882-74. Сплавы твердые спеченные. Марки.- М.: ИПК Изд-во стандартов, 1998. – 12 с.
- Третьяков В.И. Миграция связующей фазы в слоистых изделиях из твердых сплавов WC – Co / В.И. Третьяков, Т.А. Емельянова, С.А. Дубинский // Твердые сплавы и тугоплавкие металлы. – М.: Металлургия, 1973. – Т.14. – С. 80–86.
- Лисовский А.Ф. Миграция расплавов металлов в спеченных композиционных телах / А.Ф. Лисовский. – Киев: Наукова думка, 1984.– 256 с.

Investigation of structure and properties of hard alloys with gradient structure

A. Tyurin, A. Razumakov, D. Terentev, S. Nagavkin, V. Ivantsivskiy

The results of metallographic studies of compositions made of «85% WC, 15% Co – 94% WC, 6% Co» and «85% WC, 15% Co – 100% WC» after sintering in a vacuum furnace at temperatures of 1380 and 1450 0C are presented. It is found that during sintering the formation of graded structure occurs which has 84-88% of the reinforcing component in the center and 92-94% at the surface. Mechanical properties of compositions such as hardness, wear resistance, friction of the fixed abrasive particles, the flexural strength and microhardness are determined.

Key words: hard alloy, liquid-phase sintering in a vacuum, gradient microstructure.

МАТЕРИАЛЫ МЕЖДУНАРОДНОЙ МОЛОДЕЖНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «ИННОВАЦИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ»

27 – 29 августа 2012 года, г. Юрга

Международная молодежная конференция
«Инновации в машиностроении» в Юргинском технологическом институте
Национального исследовательского Томского политехнического университета

Д.А. Чинахов, А.Б. Ефременков, А.А. Моховиков



С 27 по 29 августа 2012 года в Юргинском технологическом институте Национального исследовательского Томского политехнического университета (ЮТИ ТПУ) прошла Международная молодежная конференция «Инновации в машиностроении», организованная при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, осуществляемой в рамках федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

В очередной раз ЮТИ ТПУ стал базой для проведения молодежных научных мероприятий международного уровня. Это становится возможным благодаря большому опыту сотрудников института в организации и проведении такого рода мероприятий, а также широко развивающемуся сотрудничеству подразделений ЮТИ ТПУ с академической и вузовской наукой Российской Федерации и зарубежья. Сформированный приказом ректора Национального исследовательского Томского политехнического университета П.С. Чубика организационный комитет в корот-

кие сроки качественно провел огромную работу по подготовке данного мероприятия. Членами оргкомитета конференции были разосланы приглашения более чем в 100 учебных и производственных организаций Российской Федерации и иностранных государств, распланированы и подготовлены все мероприятия в рамках проводимой молодежной конференции, для чтения лекций приглашены ведущие ученые в области машиностроения.

Работа конференции была организована по четырем направлениям. Первой и основной стала секция «Инновационные технологии и техника обработки материалов в машиностроении, технологии получения и обработки материалов», которая собрала наибольшее количество докладов и участников. Основными областями знаний, которые были освещены в докладах на секции, стали технологии получения и обработки материалов, оборудование механической и физико-технической обработки, конструирование и усовершенствование машин и механизмов. На секции «Сварка и контроль



качества в производственной сфере» были рассмотрены основные вопросы технологии сварочного производства, применения сварочной техники в отраслях промышленности, контроля качества сварных конструкций и сертификации в области сварки. Доклады секции «Перспективные направления развития металлургии и материаловедения» охватили области знаний, связанные с электрометаллургией стали и ферросплавов, контролем качества и сертификацией металлургической продукции, технологиями послойного синтеза изделий. Неотъемлемой частью конференции стало направление «Подготовка и переподготовка специалистов машиностроительного направления», которое позволило в рамках проведенной конференции «Инновации в машиностроении» обсудить проблемы и перспективы инженерного образования в современных условиях, а также узнать об инновациях в теории и практике подготовки инженерных кадров.

Круглый стол «Вопросы инновационного развития машиностроения», организованный для участников конференции, стал местом активного обсуждения инновационного подхода к управлению жизненным циклом изделий машиностроения, представленного доктором технических наук, профессором Петрушиным С.И., и вопросов упрочнения металлокерамических сплавов инструментального назначения, которые были актуализированы заведующим лабораторией композиционных материалов института физики прочности и материаловедения СО РАН доктором технических наук, профессором Овчаренко В.Е. Огромный интерес вызвала лекция по теме «Структурные изменения при пластической обработке металлических материалов», прочитанная доктором физико-математических наук, профессором Лычагиным Д.В., подготовленная в соавторстве с доктором Института материаловедения Лейбница, университета Ганновера (г. Гарбсен, Германия) Г. Герштейном.

Конференция собрала в ЮТИ ТПУ значительное количество ведущих ученых в области машиностроительных технологий как из Российской Федерации, так и ближнего и дальнего зарубежья. Результаты своих научных исследований на конференции представили Л.И. Квеглис – профессор Восточно-Казахстанского



государственного университета им. С. Аманжолова, Усть-Каменогорск (Казахстан); Ричард Зинсер – Западно-мичиганский университет, Каламазу (США); Татьяна Кошманова – Колледж образования и развития человека, Западно-мичиганский университет, Каламазу (США); Лю Гуансюнь – начальник отдела международных связей ПАКУ, Пекин (Китай); Ю Баохай – институт исследований металлов АН КНР, Шеньян (Китай); И. Кауфманн – доктор-инженер, Фюрт (Германия); Д.Г. Носов – доцент кафедры технологии и оборудования сварки, Днепродзержинский государственный технический университет, Днепродзержинск (Украина).

Большое число собравшихся на конференции ведущих ученых стало прекрасной возможностью для представления своих научных работ молодыми участниками конференции. Молодые исследователи Е.А. Алферова и М.А. Кузнецов представили свои результаты исследований в рамках кандидатских диссертаций, а А.В. Проскоков сделал доклад по теме будущей докторской диссертации. В ходе обсуждения докладов молодые участники получили массу полезных советов и предложений для развития проводимых исследований. Их работы вызвали огромный интерес у представителей промышленных предприятий, которые также были среди участников конференции.

Всего на конференции было представлено 135 докладов. Общее число участников конференции составило 217 человек, среди которых 138 участников в возрасте до 35 лет. Активное участие в работе проведенной Международной молодежной конференции «Инновации в машиностроении» приняли коллеги из Московского

государственного технического университета им. Н.Э. Баумана, Московского индустриального университета, Белорусского национального технического университета, Восточно-Казахстанского государственного университета им. С. Аманжолова, Приазовского государственного технического университета, Азербайджанского технического университета, Курганского государственного университета, Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Брестского государственного технического университета, Национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт». В работе конференции участвовали представители восьми стран: России, Украины, Белоруссии, Казахстана, Азербайджана, Германии, Китая, США. Организационный комитет и председатели секций отметили широкую географию и большое число участников конференции, высокое качество представленных докладов, разнообразие тематик научных исследований,

активность молодых ученых в обсуждении заявленных докладов.

В четырех конференциях, ежегодно проводимых Юргинским технологическим институтом Национального исследовательского Томского политехнического университета, приняло участие более 800 профессоров, доцентов, аспирантов, студентов и школьников старших классов. Тесное сотрудничество профессорско-преподавательского состава со студентами во время работы конференций способствует развитию стремлений студентов к научно-исследовательской работе.

Институт готовит кадры, выполняет совместные проекты и использует базу Юргинского машзавода. Осуществляет международные научные и образовательные контакты с вузами Германии, Китая, Казахстана, Белоруссии, Украины, Узбекистана, Армении, Азербайджана, Польши и США, а также проводит разработку совместных проектов с подразделениями Российской академии наук.

УДК 537.533

ПЕРСПЕКТИВЫ ИЗМЕНЕНИЯ ГЕОМЕТРИИ ИОННОГО ИСТОЧНИКА С АНОДНЫМ СЛОЕМ

*Е.А. ИБРАГИМОВ, ст. преподаватель
Н.Ф. САУШКИНА, студентка
(ЮТИ НИТПУ г. Юрга)*

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Ибрагимов Е.А. – 652055, г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета,
e-mail: egor83@list.ru

Дана попытка описать характер изменения напряженности электрического поля в зависимости от расстояния между анодом и катодом ионного источника.

Ключевые слова: напряженность, магнитная индукция, плазма.

Цель работы состоит в определении характера изменения напряженности электрического поля от расстояния между анодом и катодом ионного источника.

Для проведения данного исследования решены следующие задачи:

1) создана модель конфигурации электрического поля ионного источника, образующегося в промежутке анод–катод;

2) проведены измерения значений напряженности электрического поля и электрического потенциала в промежутке анод–катод;

3) проанализирован характер изменения напряженности и электрического потенциала в зависимости от изменения расстояния между анодом и катодом ионного источника.

Модель электрического поля ионного источника

Для моделирования магнитного поля ионного источника использовалась программа ELCUT (студенческая версия). Так как ионный источник имеет симметричную конфигурацию, то для расчета задавали только одну сторону поперечного сечения ионного источника. Геометрия ионного источника изображена на рис. 1.

Далее каждому блоку геометрической модели задали свойства в соответствии с материалами,

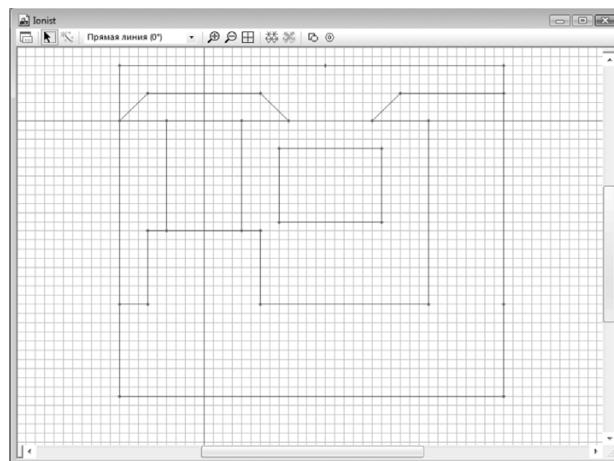


Рис. 1. Задание геометрических размеров ионного источника

из которых изготовлены элементы ионного источника. Данная конструкция ионного источника состоит из следующих материалов: стальной корпус (магнитопровод) марки Ст3; самарий-кобальтовые магниты. Величина напряженности магнитного поля на поверхности магнита составляет 1544 кА/м. В качестве материала для анода задавали «Медь электротехническая»; напряжение, подаваемое на анод, составляло +2000 В. После чего на геометрическую модель нанесли сетку и произвели расчет (рис. 2). Так как нас интересует электрическое поле в зоне образования плазмы, то для более точных расчетов в этой области сетку сделали густой.

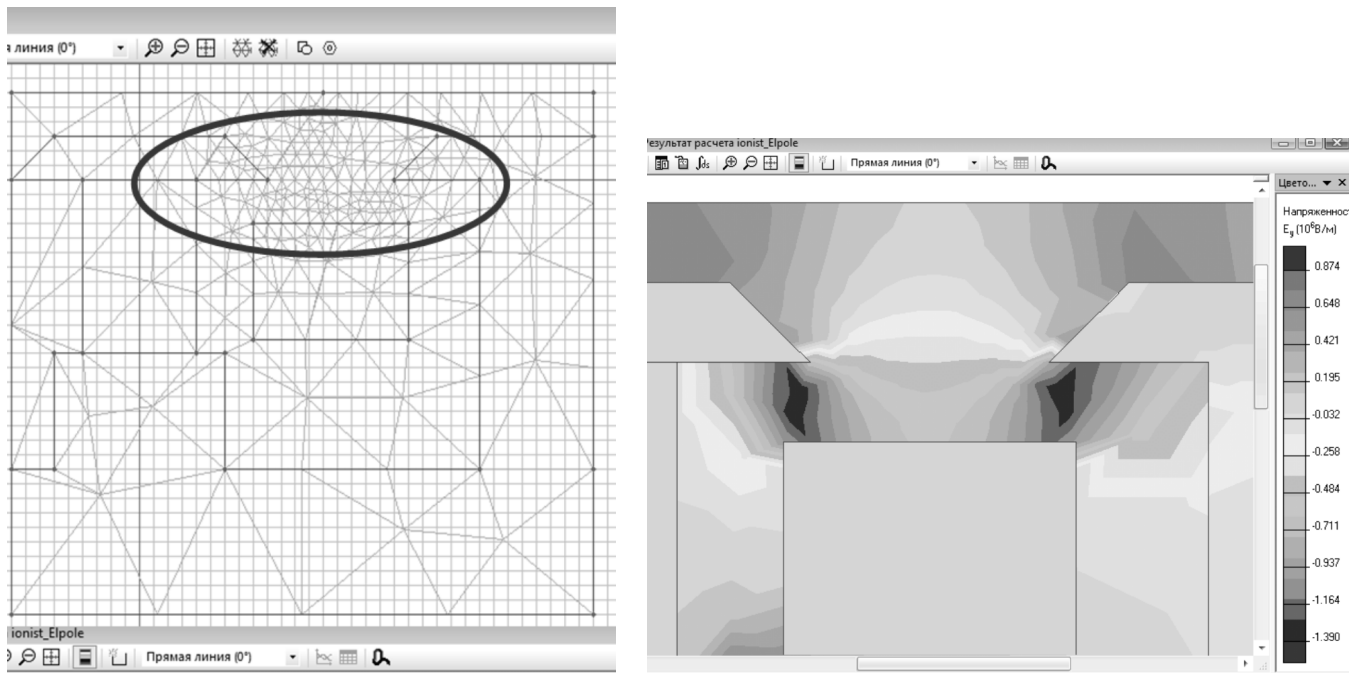


Рис. 2. Нанесение сетки и картина напряженности электрического поля (вертикальная составляющая) ионного источника

Измерение напряженности и потенциала электрического поля

Значения напряженности поля измеряли в промежутке между анодом и катодом, так как именно в этом промежутке происходит эмитирование электронов с катода и ионизация рабочего газа. Так как плазмообразование происходит только в зоне пересечения вертикальных «линий» электрического и «горизонтальных» линий магнитного поля, то при моделировании учитывали только вертикальную составляющую электрического поля. Измерение проводили по контуру, направленному от центральной части верхней границы катода ионного источника к

периферии. Результаты измерения приведены на рис. 3 и 4.

Из приведенных на рис. 3 и 4 графиков видно, что по мере увеличения расстояния между катодом и анодом при 6 мм и более наблюдается резкое искажение электрического поля, что, в свою очередь, отрицательно повлияет на режим плазмообразования. Из проведенных исследований можно сделать вывод, что для образования плазмы при данных электрических характеристиках ионного источника необходимо обеспечить расстояние между анодом и катодом порядка 5 мм.

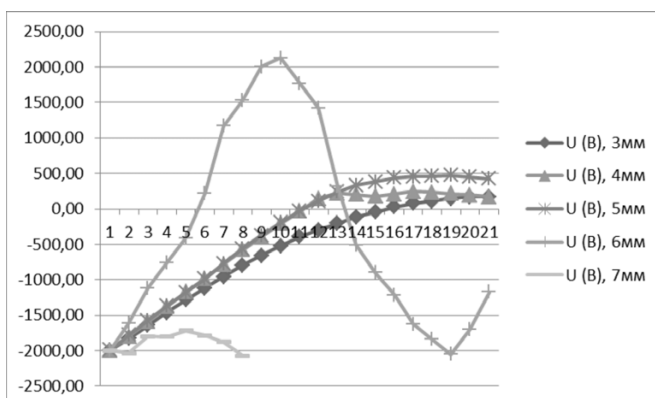


Рис. 3. Результат измерения потенциала в зависимости от изменения расстояния между анодом и катодом

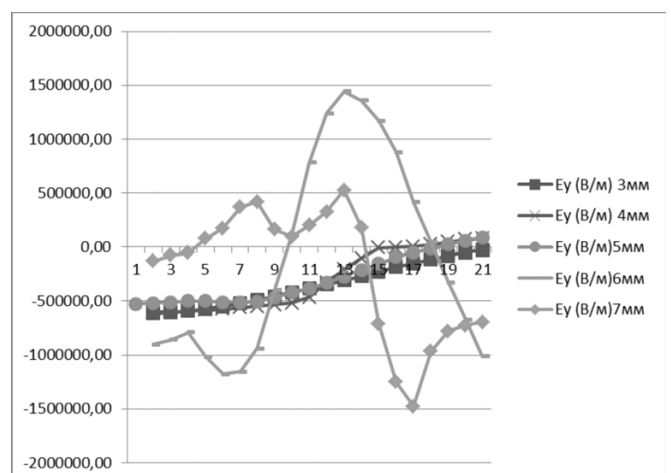


Рис. 4. Результат измерения электрического поля в зависимости от изменения расстояния между анодом и катодом



Список литературы

1. *Описание* программного комплекса ELCUT: [Электрон. ресурс]. – http://tor.ru/elcut/feat_r.html.
2. Дубицкий С.Д. ELCUT – конечно-элементный анализ низкочастотного электромагнитного поля // EDA Express. – 2005. – № 12. – С. 24–29.
3. *Пользователи* программного комплекса ELCUT: [Электрон. ресурс]. – http://tor.ru/elcut/cust_r.html.
4. Жуков В.В., Кривобоков В.П., Пацевич В.В., Янин С.Н. Свойства магнетронного разряда на постоянном токе. Ч. 1. Механизм распыления мишени // Известия Томского политехнического университета. – 2005. – Т. 308. – № 6. – С. 69–74.

Outlook geometry change of the ion source anode layer

E.A. Ibragimov, N.F. Saushkina

In the given work trying allowed to present character of stress level of electric field depending on distance change between the anode and the cathode of an ionic source.

Key words: intensity, magnetic induction, the plasma.

О ВЛИЯНИИ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА

Д.В. ОРЛОВА¹, м.н.с.

В.И. ДАНИЛОВ¹, доктор физ.-мат. наук, профессор

Л.Б. ЗУЕВ¹, доктор физ.-мат. наук, профессор

А.С. КОЛЕСНИК², студент

О. Н. ДУЛЬБЕЕВА², студент

(¹ ИФПН СО РАН, г. Томск,

² ТГУ, г. Томск)

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Данилов В.И. – 634021, г. Томск, просп. Академический, 2/4
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
e-mail: dvo@ispms.tsc.ru

Представлены результаты исследования влияния электрического потенциала на микротвердость плоско-сти (0001) монокристалла цинка. Установлено, что микротвердость уменьшается экспоненциально увеличением абсолютного значения потенциала. Проведены количественные оценки, которые показывают, что снижение микротвердости может быть объяснено уменьшением удельной поверхностной энергии за счет электризации, которое изменяет условия зарождения и движения деформационных дефектов.

Ключевые слова: монокристалл, микротвердость.

К настоящему времени установлено, что электромагнитные поля могут оказывать существенное действие на показатели прочности и пластичности металлических материалов, изучено токовое воздействие на металлы и сплавы. Имеются данные о влиянии на пластичность металлических кристаллов электростатического поля [1–3]. Авторы указанных работ связывают понижение прочности при заряджении поверхностей металла с образованием двойного электрического слоя, которое изменяет удельную поверхностную энергию. Примечательно, что существенное изменение механических характеристик происходит при значении потенциала от 0 до 2 В по модулю.

Явления, связанные с поверхностью, должны наиболее ярко проявляться при измерениях микротвердости. Неслучайно микротвердость широко используется при физико-химическом анализе для оценки радиационного, фото- и электромеханического эффектов и др. Как показывают авторы работ [3–5], электрический потенциал на поверхности меди, циркония, кремнистого

железа и алюминия может изменить микротвердость на 10–15 %. Эти изменения происходят в интервале 0...0,2 В, а при дальнейшем увеличении потенциала микротвердость остается практически постоянной.

Видно, что эффект невелик по абсолютной величине и наиболее сильно проявляется при малых значениях электрического потенциала. Если он действительно связан с изменением удельной поверхностной энергии, то эксперименты целесообразно выполнить на монокристаллах, причем индентирование следует проводить на строго определенных кристаллографических плоскостях. Для оценки достоверности результатов необходимо провести тщательную статистическую обработку.

В качестве материала для исследования был выбран монокристаллический цинк чистотой 99,9 %. Измерения проводились общепринятым методом на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой на индентор $P = 0,1$ Н. Индентированию подвергалась базисная плоскость (0001), полученная при расколе монокристалла цинка

в жидком азоте. Последующей обработки поверхности образцов не требовалось. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами $20 \times 5 \times 5$ мм.

Для подачи электрического потенциала образец цинка подключали к одному из полюсов регулируемого стабилизированного источника напряжения. Второй полюс источника заземлялся. Схема подключения аналогична использованной в работах [3–5], но для создания электрического контакта образец приклеивался проводящим клеем «Контактол» к медной подложке, которая, в свою очередь, медным экранированным проводом была соединена с источником. Во время измерений исследуемый образец изолировался от микротвердомера и Земли. Емкость образующегося конденсатора «Земля – образец» составляла ~ 50 пФ.

В настоящей работе измерение микротвердости производилось при значениях потенциала в интервале от 0 до + 0,2 В с шагом 0,01 В. В работе [4] утверждается, что равновесное значение микротвердости при заданном значении потенциала устанавливается не мгновенно, а с запаздыванием до 10...20 мин, поэтому отсчеты микротвердости начинали через полчаса после подключения образца к источнику.

На рис. 1, кривая 1, показана зависимость микротвердости плоскости (0001) цинка от величины поданного потенциала. Видно, что она уменьшается с ростом потенциала, как это наблюдалось ранее для алюминия [3]. При этом быстрое снижение происходит в интервале 0...0,05 В, а затем зависимость выходит на насыщение. Кривая $H_\mu(\varphi)$ интерполируется экспонентой

$$H_\mu = H_{\mu 0} - A(1 - e^{-B\varphi}), \quad (1)$$

где $H_{\mu 0}$ – значение микротвердости без электрического воздействия; A и B – константы. Снижение микротвердости в интервале значений 0...0,1 В составило 8 % от исходного.

Как и в работах [3–5], эффект электрического воздействия на микротвердость сравнительно невелик, поэтому необходимо доказать, что средние значения этой величины для разных значений приложенного потенциала действительно существенно отличаются друг от друга. С этой целью проверялась гипотеза

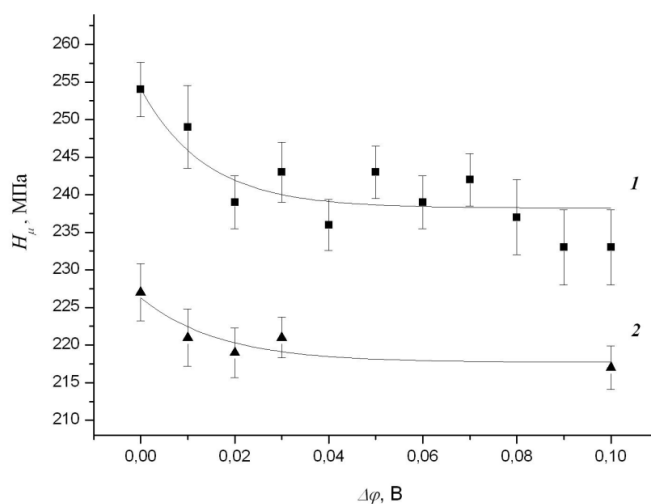


Рис. 1. Зависимость микротвердости плоскости (0001) монокристалла Zn от электрического потенциала

о различии значений средних из нормально распределенных генеральных совокупностей [6]. Для осуществления данной проверки на отдельном образце Zn провели измерения микротвердости для нескольких значений потенциала, но усреднение проводилось по 100 уколам, а не по 30, как в предыдущем случае. Усреднение по 100 уколам является достаточным для статистического анализа. Видно, что характер зависимости $H_\mu(\varphi)$ не изменился (рис. 1, кривая 2).

На рис. 2 представлена гистограмма результатов измерений микротвердости для приложенного потенциала $\varphi = 0,01$ В и его интерполяция по нормальному закону Гаусса. Аналогичные нормальные распределения имеют зависимости от каждого приложенно-

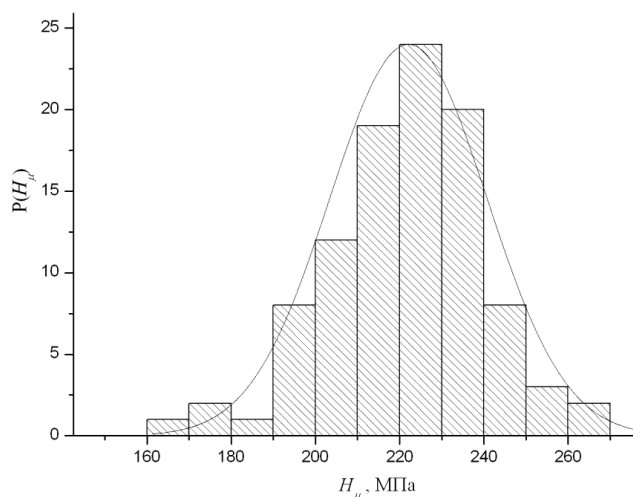


Рис. 2. Гистограмма результатов измерений микротвердости при $\varphi = 0,01$ В

го потенциала. Известно, что функция нормального распределения определяется двумя параметрами: M_n – математическим ожиданием и σ_n^2 – дисперсией. Из анализа графиков следует, что высота и ширина распределений микротвердости при изменении потенциала индентруемой поверхности существенно не меняются, т. е. дисперсия измеряемой величины σ_n^2 остается постоянной. В то же время математическое ожидание M_n закономерно снижается (см. рис. 2).

При этом условием критерием гипотезы, что две выборки результатов измерений микротвердости ($H_{\mu 1}$) при потенциале φ_1 и ($H_{\mu 2}$) при потенциале φ_2 относятся к разным генеральным совокупностям и их средние значения существенно отличаются друг от друга, служит реализация выборочной функции

$$t = \frac{\langle H_{\mu} \rangle_1 - \langle H_{\mu} \rangle_2}{\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2}} \sqrt{n}, \quad (2)$$

где $\langle H_{\mu} \rangle_i$ – среднее значение микротвердости для заданного потенциала; σ_i – дисперсия этого значения, $t_{\alpha, f}$ – коэффициент Стьюдента для доверительной вероятности $\alpha = 0,95$ и числа измерений f . При $|t| \geq t_{\alpha, f}$ гипотеза принимается, при $|t| < t_{\alpha, f}$ гипотеза отвергается.

Проверим гипотезу независимости измерений микротвердости H_{μ} при $\varphi = 0$ и $\varphi = 0,01$ В.

Получим $t = \frac{22,7 - 22,09}{\sqrt{3,93 + 3,49}} 10 = 2,26$. Для рассма-

триваемого случая коэффициент Стьюдента $t_{\alpha, f} = 1,98$ [6]. Значит, средние значения микротвердости принадлежат к разным генеральным совокупностям и существенно отличаются друг от друга. Аналогичным образом были проверены все средние значения полученной зависимости $H_{\mu}(\varphi)$. Таким образом, несмотря на малую величину (8 %) снижение микротвердости под действием приложенного потенциала является значимым.

Падение микротвердости при наложении электрического потенциала в цинке аналогично наблюдавшемуся ранее в алюминии [3, 4]. Важно, что это обнаружено для плоскости (0001), которая перпендикулярна оси 6 порядка в моно-

кристаллах цинка. Для этого направления, так же как в алюминии, константа Холла в цинке отрицательна [7].

Выше указывалось, что зависимость $H_{\mu}(\varphi)$ (рис. 1, кривая 1) интерполируется экспонентой с отрицательным показателем (1). Константа A в этой формуле может быть представлена как разность между $H_{\mu 0}$ – значением микротвердости без электрического воздействия и $H_{\mu \min}$ – значением микротвердости, которое устанавливается при бесконечном потенциале. По данным рис. 1, кривая 1 оно было принято равным 226 МПа. Константа B в этом случае может быть определена по наклону зависимости $H_{\mu}(\varphi)$, перестроенной в полулогарифмических координатах и оказалась равна 11 Кл/Дж.

Если использовать предположение о термически активируемом характере процесса индентирования, то зависимость (1) принимает вид

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} - D \left[1 - \exp\left(\frac{U - q\varphi}{kT}\right) \right], \quad (3)$$

где U – энергия активации; D – константа, определяемая комбинацией A и U ; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; q – некоторый заряд, величина которого определяется константой B , как $q = BkT$. Это позволяет оценить заряд $q = 0,45 \cdot 10^{-19}$ Кл, что по порядку величины совпадает с модулем элементарного электрического заряда $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл.

Авторы работ [2–5] влияние электрических потенциалов на пластичность и прочность металлов связывали с изменением условий зарождения деформационных дефектов на заряженной поверхности. Электризация поверхности изменяет плотность поверхностной энергии, как это указывается, например, в [1, 8, 9].

Оценим изменение поверхностной энергии через величину накапливаемого образцом заряда. Ранее указывалось, что емкость конденсатора «Земля – образец» в использованной установке составляет ~ 50 пФ. Тогда накопленный заряд $Q = C\varphi$ при $\varphi = 0,2$ В составит $\approx 10^{-11}$ Кл, а поверхностная плотность на исследуемом образце указанных в разделе 2 размеров $\sigma \approx 2 \cdot 10^{-8}$ Кл/м². Данная величина заряда соответствует плотности дополнительных электронов на поверхности образца $\Delta n_e \approx \sigma/e \approx 1,25 \cdot 10^{11}$ м⁻². В рамках естественного предположения, что энергия каждого



из этих электронов имеет порядок энергии Ферми E_F , оценим избыточную поверхностную энергию, полученную при зарядке поверхности образца цинка от внешнего источника, как $\Delta\gamma = E_F \Delta n_e$. Для цинка $E_F = 3,9 \cdot 10^{-19}$ Дж [10]. Отсюда $\Delta\gamma \approx 5 \cdot 10^{-8}$ Дж/м². Авторы [7] приводят значение удельной поверхностной энергии для цинка в температурном интервале 78...753 К от 0,41 до 0,83 Дж/м². Следовательно, относительное увеличение удельной поверхностной энергии $\Delta\gamma/\gamma \approx 10^{-7}$ пренебрежимо мало по сравнению с уровнем этой величины, характерным для металлов в обычном состоянии.

С другой стороны, известно (например, [11]), что на условия формирования деформационных дефектов и их дальнейшее движение оказывают сильное влияние слои адсорбированных атомов и молекул. Особенно важен слой адсорбированной воды. Автор [11] указывает, что «монослой» адсорбированных молекул H₂O образуется на ювенильной поверхности металла за время порядка 10⁻⁶ с, т. е. такой слой присутствует практически всегда. Вода обладает высокой диэлектрической проницаемостью, которая при комнатной температуре составляет $\epsilon \approx 80$ [12]. Значит, нужно учитывать емкость этого адсорбированного слоя, а не образца в целом. Ее можно оценить как $C_s = \epsilon_0 \epsilon S/d$, где S – площадь поверхности образца = 4,25 · 10⁻⁴ м²; $\epsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф/м – электростатическая постоянная; d – толщина слоя, которая равна размеру молекулы воды $\approx 2 \cdot 10^{-10}$ м [12]. Отсюда $C_s \approx 1,5 \cdot 10^{-3}$ Ф, и при разности потенциалов $\Delta\phi = 0,02$ В, когда произошло насыщение зависимости $H_\mu(\phi)$, заряд слоя составил $q_s = 3 \cdot 10^{-5}$ Кл, а напряженность поля в нем $E_{\max} = 10^8$ В/м. Такая напряженность превышает электрическую прочность макроскопических слоев чистой воды, но известно, что с уменьшением толщины диэлектрического слоя при прочих равных условиях E_{\max} возрастает [7]. Поверхностная плотность зарядов на границе «монослоя» $\sigma_s = q/S = 0,075$ Кл/м². Именно этот слой контактирует с металлом (цинком), поэтому поверхностная плотность электронов на образце увеличится на $(\Delta n_e)_s = \sigma_s/e = 4,7 \cdot 10^{17}$ м⁻² (здесь $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл, заряд электрона). Расчет, аналогичный приведенному выше, дает изменение удельной поверхностной энергии $\Delta\gamma = E_F(\Delta n_e) = 0,18$ Дж/м²,

что уже составляет более 20 % от удельной поверхностной энергии цинка. Это значит, если рассматривать не ювенильную поверхность металла, а поверхность с адсорбированным слоем воды, то наложение электрического потенциала действительно существенно изменяет условия деформирования поверхностного слоя и вполне может влиять на его механические свойства. Неслучайным представляется и значение характерного заряда, полученного по эмпирической зависимости (3), так как процесс изменения микротвердости под действием электрического потенциала связан с перемещением именно электронов – элементарных электрических зарядов.

Результаты выполненных исследований показывают, что электрический потенциал $\sim 0,02$ В, подаваемый на плоскость (0001) монокристалла цинка, понижает ее микротвердость на 8 %. Проведенная статистическая обработка позволяет утверждать, что наблюдаемый эффект является достоверным. Он может быть объяснен изменением удельной поверхностной энергии цинка за счет электризации адсорбированного «монослоя» молекул H₂O, которое более 20 % от уровня этой величины в цинке при комнатной температуре. Такое изменение способно повлиять на условия зарождения и движения деформационных дефектов, а следовательно, на механические характеристики металла.

Список литературы

1. Венстрем Е.К., Ребиндер П.А. Электрокапиллярный эффект облегчения деформаций растяжения металлов // Журн. физ. химии. – 1952. – Т. 26, № 12. – С. 1847–1852.
2. Кишкин С.Т., Клытин А.А. Эффект электрического и магнитного воздействия на ползучесть металлов и сплавов // ДАН СССР – 1973. – Т. 211, № 2. – С. 325–329.
3. Коновалов С.В., Филипьев Р.А., Котова Н.В., Столбоушкина, О.А., Зуев Л.Б. Управление пластичностью металлов слабыми электрическими воздействиями // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 12. – С. 38–40.
4. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Коновалов С.В., Филипьев Р.А., Громов В.Е. О влиянии контактной разности потенциалов и электрического потенциала на микротвердость металлов // ФТТ. – 2009. – Том 51. – Вып. 6. – С. 1077 – 1080.

5. Зувев Л. Б., Данилов В.И., Филипьев Р.А., Котова Н.В. О вариациях механических характеристик металлов при действии электрического потенциала // *Металлы*. – 2010. – № 4. – С. 39-45.
6. Зажигаев Л.С., Кишьян А.А., Романиков Ю.И. Методы планирования и обработки результатов физического эксперимента. – М.: Атомиздат. – 1978. – 232 с.
7. *Физические величины*. Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Бартковский и др.; под ред. И.С. Григорьева и Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат. – 1991. – 1232 с.
8. Гохштейн, А.Я. Поверхностное натяжение твердых тел и адсорбция. – М.: Наука, 1976. 400 с.
9. Лихтман В.И., Щукин Е.Д., Ребиндер П.А. Физико-химическая механика металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1962. – 303 с.
10. Предводителев А.А., Троицкий О.А. Дислокации и точечные дефекты в гексагональных металлах. – М.: Атомиздат, 1973. – 200 с.
11. Ахматов А.С. Молекулярная физика граничного трения. – М.: Изд-во ГИФМЛ, 1963. – 472 с.
12. *Краткий справочник физико-химических величин* / под ред. К.П. Мищенко и А.А. Равделя. – М.: Изд-во «Химия», 1974. – 200 с.

Effect of electrostatic field on the microhardness of single crystals of zinc

D.V. Orlova, V.I. Danilov, L.B. Zuev, A.S. Kolesnik, O.N. Dulbeeva

The results of studies of the effect of the electric potential on the microhardness of the (0001) single crystal of zinc. Found that the microhardness decreases exponentially increase in the absolute value of the potential. A quantitative evaluation, which show that the decrease in microhardness can be attributed to a decrease of the specific surface energy due to electrification, which changes the conditions of nucleation and motion deformation defects.

Key words: monocrystal, the microhardness

УДК 669.1

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ И ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ ПРОДУВКИ ДЛЯ РАФИНИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ

Д.А. ЛУБЯНОЙ, канд. техн.наук, доцент
С.В. ЛУБЯНАЯ, ассистент
О.И. САБЛИНА, ассистент
(Новокузнецкий филиал ТПУ, г. Новокузнецк)

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Лубяная С.В. – 654066, г. Новокузнецк, Кемеровской обл., пр. Дружбы, 39,
Новокузнецкий филиал Томского политехнического университета,
Svetlana_Lubyayana@mail.ru

Рассматриваются результаты работы по совершенствованию технологии и повышению качества металла, производимого на ОАО «ЗСМК» в течение последних двадцати лет, с использованием термовременной и внепечной обработки железоуглеродистых расплавов.

Ключевые слова: пульсирующая продувка, качество металла.

Термовременная обработка железоуглеродистого расплава была внедрена в период с 1991 по 2004 год в условиях литейного цеха ОАО «ЗСМК» на индукционных печах ИЧТ-10М. Она заключалась в нагреве расплава чугуна и проведении изотермической выдержки с целью получения однородного расплава. Проведенные на комбинате исследования с использованием высокотемпературного микроскопа «Leitz» [1] с применением методик, разработанных в Уральском политехническом институте (УПИ) [2], позволили определить оптимальные режимы термовременной обработки для различных классов чугунов (табл. 1). Данные режимы нашли широкое распространение и на других предприятиях Кузбасса [3]. Применение разработанных режимов термовременной обработки позволило значительно повысить качество продукции и снизить себестоимость ее производства. Так, например, был значительно сокращен расход ферросплавов, повышена эксплуатационная стойкость сменного сталеразливочного оборудования из чугуна индукционной плавки.

Кроме того, значительно повышена эксплуатационная стойкость поддонов сквозных изложниц, повышена стойкость изложниц для

кузнечных слитков. В настоящее время весь чугун, производимый для нужд комбината, подвергается термовременной обработке, а также в потоке параллельно с термовременной обработкой расплава чугуна осуществляется деазотация расплава кислыми шлаками. Данная технология разработана совместно со специалистами Сибирского металлургического института (СМИ) [5]. Опробована также и технология десульфурации чугуна [6].

Для дальнейшего повышения качества продукции и снижения ее себестоимости на комбинате предложена и реализована технология внепечной обработки расплава азотом или аргоном методом резонансно-пульсирующего рафинирования фурмами с газодинамическими пульсаторами [7,8]. Сущность такого рафинирования заключается в наложении на металл колебаний путем пульсирующего дутья, в спектре которого имеется низкочастотная составляющая, совпадающая с собственной частотой колебаний металла в ковше.

При выборе оптимальной частоты пульсаций фурмы для продувки чугуна азотом в промышленном ковше применили математическое моделирование. Интенсификация процесса пе-

Таблица 1

Параметры термовременной обработки чугуна на ОАО «ЗСМК»

Агрегат, предприятие	Чугуны, вид продукции	Температура перегрева, °С	Время выдержки, мин
Индукционная печь ИЧТ-10М, ОАО «ЗСМК»	Термостойкий чугун (поддоны, кузнечные изложницы, крышки промышленных ковшей МНЛЗ, изложницы и поддоны для производства ферросплавов)	1485...1520	8...10
ИЧТ-10М, ОАО «ЗСМК»	Износостойкий чугун для валков	1530...1550	10...15
ИЧТ-10М, ОАО «ЗСМК»	Шихтовая заготовка для высокопрочного чугуна	1510	10
Дуговая печь, ОАО «ЗСМК»	Шихтовая заготовка для валков	1530...1590	15...25
ИЧТ-10М, ОАО «ЗСМК»	Белый износостойкий чугун	1520...1550	10...15

ремешивания значительно увеличивается при наложении низкочастотных колебаний на металл путем подачи пульсирующего дутья, в спектре колебаний которого имеется низкочастотная составляющая, совпадающая с собственной частотой колебаний жидкости. Собственную частоту колебаний жидкости в цилиндре (ковше) высотой h , радиусом горизонтального основания r определяли по формулам [9]

$$\omega_{mn}^2 = g\omega_{mn}th(\omega_{mn}h), c^{-1} \quad (1)$$

или

$$(\omega_{mn})^2 = \omega_{mn}^2 r / g = \eta_{mn}th(\eta_{mn}h / r), \quad (2)$$

где $\omega_{mn} = 2\pi f_{mn}$ – циклическая частота собственных колебаний, c^{-1} ; $\eta_{mn} = \omega_{mn} r$ – корни первой производной функции Бесселя; ω_{mn} – собственные числа задачи о главных колебаниях жидкости; $g = 9,81 \text{ м/с}^2$; $th(\omega_{mn}h) = th x = e^x - e^{-x}/e^x + e^{-x}$ – гиперболический тангенс аргумента.

Тогда

$$f_{mn} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{2}{D} g \eta_{mn} th \left(\frac{2\eta_{mn}h}{D} \right) \right)^{1/2}, \quad (3)$$

где D – внутренний диаметр ковша, м.

После определения собственной частоты колебаний металла в ковше разработали конструкцию дутьевого устройства, генерирующего низкочастотную составляющую. В качестве ис-

точника колебаний использовали газодинамические пульсаторы. Сущность их работы состоит в следующем: в потоке газа находится плохо обтекаемое тело, за ним образуется вихревой след, причем вихри сбегают с определенной периодичностью, зависящей от формы и размеров конструкции, а также от скорости потока. Так, при обтекании цилиндра образуется вихревая дорожка Кармана. Направление вихрей попеременно меняется, угловая частота отделения вихрей определяется по формуле [9]

$$w = \frac{0,2 v}{2\pi K}, \quad (4)$$

где v – скорость потока, м/с; K – диаметр цилиндрического пульсатора в фурме; 0,22 – число Струхала для цилиндрического пульсатора [9].

Тогда скорость потока v , м/с, будет определяться по формуле

$$v = 4\pi^2 f K / 0,22. \quad (5)$$

Решая совместно уравнения (3), (4) и (5), определяют оптимальные параметры продувки и размеры пульсатора. Данные расчетов по модели представлены в табл. 2. В таблице: D, h – диаметр и высота ковша, м; f_{01}, f_{11}, f_{21} – номер частоты колебаний; V_{01} – расход газа для соответствующей частоты колебаний, м³/ч.

На этом принципе были разработаны конструкции дутьевых устройств для продувки чу-

Таблица 2

Параметры продувки (диаметр пульсатора 16 мм)

Ковш	D	h	f_{01}	f_{11}	f_{21}	V_{01}	V_{11}	V_{21}
60 т	2,45	2,5	0,611	0,787	0,882	7,746	9,981	11,179
10 т	1,3	1,35	0,839	1,08	1,21	10,634	13,701	15,347

Удаление этих элементов связано с окислением титана и ванадия кислородом, находящимся в техническом азоте, применяемом при продувке, а также с образованием нитридов титана и ванадия, термодинамическая возможность образования которых подтверждается микроструктурным анализом. Анализ экспериментальных данных и результаты статистической обработки убедительно показывают, что интенсивность удаления титана и ванадия значительно увеличивается при увеличении их исходного содержания выше 0,12 %. Превышение этих концентраций отрицательно сказывается и на микроструктуре чугуна из-за образования междендритного графита и цементитной составляющей, ухудшающих термостойкость чугуна. Ввиду этого для получения изложниц и шлаковых чаш максимальной стойкости было ограничено содержание этих элементов в чугуне пределом в 0,12 %.

Значительного изменения содержания азота в чугуне в процессе продувки чугуна азотом обнаружено не было. Продувка чугуна в заданных режимах значительно повысила механические свойства (табл. 3).

Анализ эксплуатационной стойкости отливок показал, что стойкость изложниц и поддонов, отлитых из чугуна, продутого азотом в данном режиме, повышается более чем на 10 %. Данная продувка эффективна при производстве изложниц, так как способствует получению благоприятной перлитной структуры, обеспечивающей приемлемую стойкость изложниц. Прочностные свойства чугуна после данной обработки повышаются до уровня 130...170 МПа, что позволяет в перспективе рассматривать данный чугун как конструкционный чугун марок СЧ10, СЧ15. Проработаны вопросы об использовании данных технологий при внепечной обработке и непрерывной

Таблица 3

Изменение механических свойств доменного чугуна

Вид обработки	Предел прочности σ_v , МПа
Продувка азотом методом резонансно-пульсирующего рафинирования	130...170
Без продувки	91...105

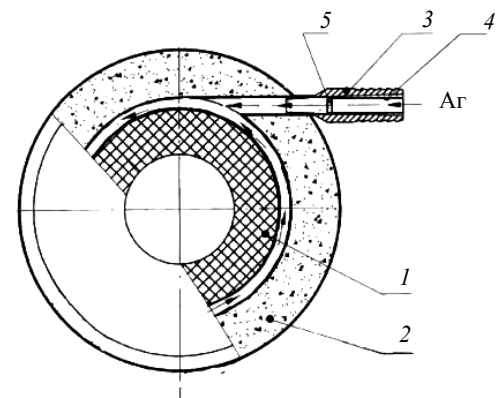


Рис. 2. Схема устройства для защиты струи металла при непрерывной разливке:

1 – разливочный стакан; 2 – погружной металопровод (защитная труба); 3 – подводный патрубком; 4 – трубка подачи аргона; 5 – газодинамический пульсатор

разливке в конвертерном цехе. В результате внедрения термовременной обработки значительно (до 300 плавок) повышена эксплуатационная стойкость крышек промежуточных ковшей сортовых МНЛЗ [4] из экономнолегированного чугуна.

Предложена схема защиты струи и внепечного рафинирования стали в промежуточных ковшах МНЛЗ в ККЦ-2 с использованием воздействия на расплав газодинамических пульсаторов (рис. 2). Сущность предлагаемой технологии заключается в акустическом воздействии газовой струи на струю металла в защитной трубе от сталь-ковша к промежуточному ковшу при непрерывной разливке. Кроме защиты струи, наложение низкочастотных колебаний в режиме резонанса на металл, находящийся в приемной ванне промежуточного ковша, способствует снижению количества включений, макро- и микронеоднородности расплава.

Характер истечения аргона из трубы здесь также несколько иной. Как показали наши эксперименты и литературные данные [11], возрастающая при такой технологии поверхность взаимодействия позволяет значительно увеличить удельную мощность воздействия на расплав, увеличивается количество мелкодисперсной газовой фазы в промежуточном ковше, тем самым, как свидетельствуют данные работы [11], интенсифицируется рафинирование металла от неметаллических включений.



Список литературы

1. *Эффективность* современных способов повышения качества изделий из чугуна и развитие металлургических и машиностроительных предприятий в условиях конкуренции / Д.А. Лубяной, Б.А. Кустов, Н.И. Новиков и др.; под ред. Д.А. Лубяного и Н.И. Новикова. – Новосибирск: Изд-во ИЭ-ОПП СО РАН. – 2004. – 131 с.

2. *Термовременная* обработка расплава чугуна / В.С. Цепелев, И.Ф. Селянин, Д.А. Лубяной, Б.А. Баум и др. // *Сталь*. – 1995. – № 5. – С. 42–45.

3. *Лубяной Д.А.* Результаты внедрения термовременной обработки на предприятиях Кузбасса // *Литейщик России*. – 2004. – № 7. – С. 22–23.

4. *Крышки* промежуточных ковшей МНЛЗ из экономнолегированного чугуна / Д.А. Лубяной, В.В. Требинская, И.А. Каминская и др. // *Сталь*. – 2006. – № 5. – С. 40–41.

5. *Поведение* азота при плавке чугуна в индукционных печах с кислой футеровкой / Д.А. Лубяной, Г.О. Нейгебауэр, В.П. Цымбал и др. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1991. – № 2. – С. 76–80.

6. *Лубяной Д.А.* Анализ механизма и кинетики десульфурации чугуна в кислых индукционных пе-

чах промышленной и средней частоты // *Литейщик России*. – 2006. – № 12. – С. 22–25.

7. *Лубяной Д.А.* Применение резонансно-пульсирующего рафинирования для повышения качества изделий из чугуна // *Литейщик России*. – 2004. – № 7. – С. 30–32.

8. *Влияние* режимов внепечной обработки на структуру, литейные и механические свойства фосфористых доменных чугунов / Д.А. Лубяной, И.А. Синявский, И.Ф. Селянин и др. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2001. – № 6. – С. 53–55.

9. *Униговский Я.Б.* Выбор параметров колебаний при обработке жидких металлов в ковше // *Сталь*. – 1992.

10. *Патент* на ПМ 61710 (РФ), МПК 8 С21 С5/48. Фурма для продувки металла в ковше / Д.А. Лубяной, В.Г. Переходов, В.П. Комшуков, Ю.Н. и др. – 2006131724/22; Заявл.04.09. 2006; Оpubл. 10.03.2007, Бюллетень» Изобретения. Полезные модели». – 2007. – № 7.

11. *Ефимов Г.В.* Управление процессом рафинирования стали в промежуточном ковше // *Сталь*. – 2001. – № 4. – С. 24–27.

The effectiveness of handling and termovremennoy pulsating purge for refining iron melts

D.A. Lubyanyoy, S.V. Lubyanyaya, O.I. Sablina

At JSC “ZSMK” over the past twenty years been improving technology and quality of metal produced at the plant, using thermo-time and secondary treatment iron melts.

Key words: pulsating blowing, metal quality.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, ПОЛУЧЕННОГО ТЕХНОЛОГИЕЙ ПОСЛОЙНОГО СИНТЕЗА

*Н.А. САПРЫКИНА, ст. преподаватель
А.А. САПРЫКИН, канд. техн. наук., доцент
(ЮТИ НИТПУ, г. Юрга)
В.И. ЯКОВЛЕВ канд. техн. наук. с.н.с.
(АлтГТУ, г. Барнаул)*

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Сапрыкина Н.А. – 652055, г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, Юргинский технологический институт (филиал) национального исследовательского Томского политехнического университета,
e-mail: nat_anat_sapr@mail.ru

Проведено исследование влияния на качество поверхностного слоя спеченных образцов, полученных методом послойного синтеза в зависимости от механической активации металлических порошков.

Ключевые слова: послойный синтез, металлические порошки, механическая активация.

Технология послойного лазерного спекания позволяет изготавливать как прототипы деталей, так и функциональные изделия. Медицина является одной из областей применения данной технологии. Использование традиционных технологий в стоматологии и имплантологии имеет существенный недостаток – трудоемкость создания функциональных медицинских имплантатов с заранее заданными формомерами [1]. Использование методов трехмерного компьютерного моделирования и кобальт-хром-молибденового порошкового материала DSK-F75 позволяет создавать медицинские имплантаты заданных индивидуальных форм. Данный материал имеет прекрасное сочетание механических свойств: высокий предел прочности, пластичности в сочетании с умеренной твердостью. Химический состав порошка: кобальт – 66,4 %, хром – 28 %, молибден – 3 %, кремний, марганец, никель, углерод – менее 1 %. Для получения качественной поверхности в исходном материале недопустимо использование добавок, поверхностно активных материалов.

Для воспроизведения имплантата строго заданной формы важным является выбор параметров лазерного воздействия (мощность лазерного излучения, скорость сканирования, диаметр луча

лазера, расстояние между проходами лазерного луча). Уровни и интервалы варьирования выбирались по результатам предварительных поисковых экспериментов. Мощность P изменялась от 10 до 20 Вт, скорость перемещения лазера V от 0,1 до 0,3 м/мин, температура порошкового материала t от 26 до 200 °С, шаг сканирования s от 0,1 до 0,15 мм. Диаметр пятна лазера при спекании составлял 0,5 мм [2, 3].

Исследования проводились на оригинальной установке послойного лазерного спекания, позволяющей регулировать все технологические параметры спекания. Экспериментальная установка представляет собой технологический лазерный комплекс формирования поверхностей деталей сложной пространственной формы. Она включает в себя иттербиевый волоконный лазер ЛК – 100 – В (длина волны 1,07 мкм), трехординатный стол, персональный компьютер, систему ЧПУ и оригинальное программное обеспечение.

Для улучшения качества спеченного поверхностного слоя проведены исследования по спеканию механоактивированного кобальт-хром-молибденового порошкового материала. Механическая обработка порошка осуществлялась в центробежно-планетарной мельнице

АГО-2, в стальных барабанах, загруженных стальными шарами диаметром 6 мм, общая масса которых составляла 600 г при загрузке порошка 30 г. При механоактивации увеличивается дисперсность порошка, дефектность кристаллической решетки его частиц, что приводит к быстрому окислению и возможности осуществления спекания при не-

обычно низких температурах [4, 5]. Интенсивное измельчение частиц увеличивает их суммарную поверхность, повышая запас избыточной энергии порошка, а также толщину дефектного слоя. Механическая обработка проводилась в течение одной, трех, пяти и семи минут. На рис. 1, 2, 3 и 4 приведены сравнительные фотографии спеченного

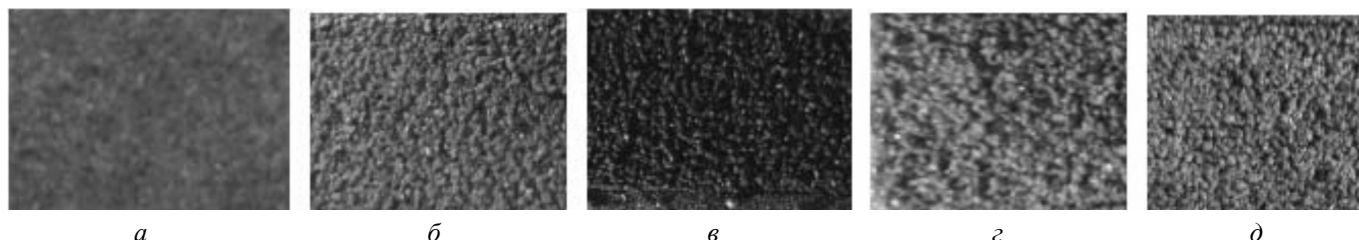


Рис. 1. Фотографии спеченной поверхности кобальт-хром-молибденовой композиции ($P = 10$ Вт, $V = 0,1$ м/мин, $t = 200$ °С, $h = 0,1$ мм):

a – неактивированной; *б* – минутная активация; *в* – трехминутная активация; *г* – пятиминутная активация; *д* – семиминутная активация

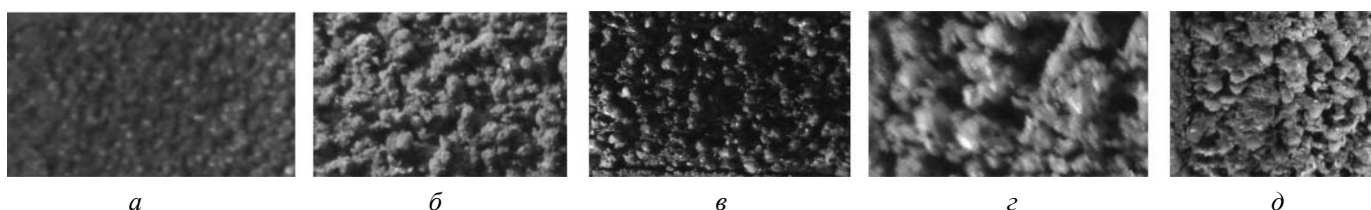


Рис. 2. Фотографии спеченной поверхности кобальт-хром-молибденовой композиции ($P = 20$ Вт, $V = 0,1$ м/мин, $t = 200$ °С, $h = 0,1$ мм):

a – неактивированной; *б* – минутная активация; *в* – трехминутная активация; *г* – пятиминутная активация; *д* – семиминутная активация

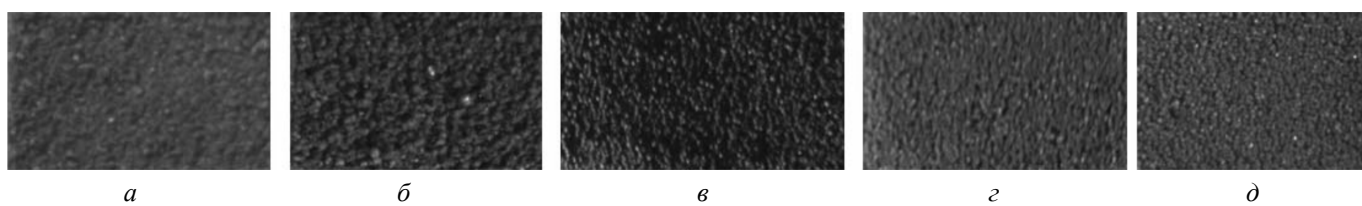


Рис. 3. Фотографии спеченной поверхности кобальт-хром-молибденовой композиции ($P = 10$ Вт, $V = 0,3$ м/мин, $t = 20$ °С, $h = 0,1$ мм):

a – неактивированной; *б* – минутная активация; *в* – трехминутная активация; *г* – пятиминутная активация; *д* – семиминутная активация

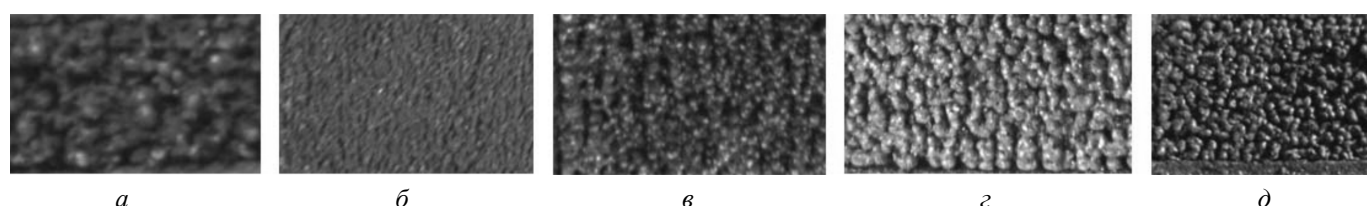


Рис. 4. Фотографии спеченной поверхности кобальт-хром-молибденовой композиции ($P = 20$ Вт, $V = 0,3$ м/мин, $t = 20$ °, $h = 0,1$ мм):

a – неактивированной; *б* – минутная активация; *в* – трехминутная активация; *г* – пятиминутная активация; *д* – семиминутная активация

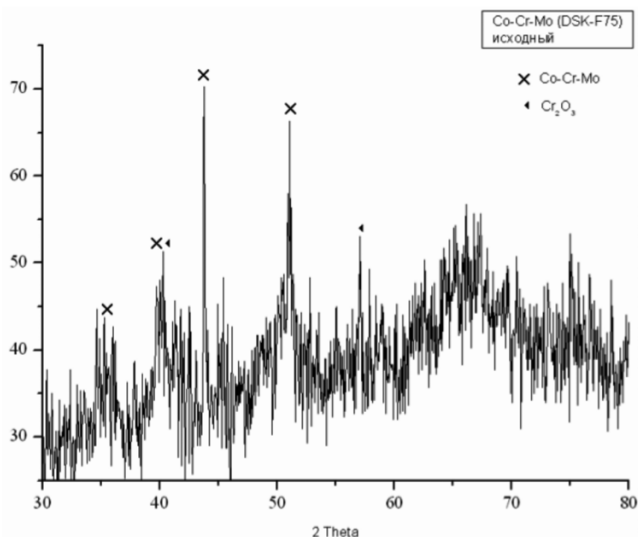


Рис. 5. Дифрактограмма неактивированного порошка кобальт-хром-молибдена

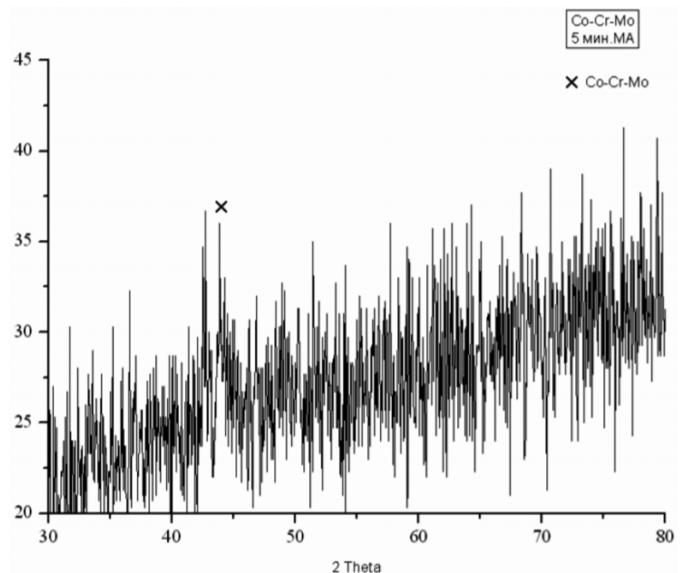


Рис. 6. Дифрактограмма 5-минутной активации порошка кобальт-хром-молибдена

слоя кобальт-хром- молибденовой композиции, полученные на разных режимах, порошка неактивированного и разной активации.

На рис. 5 и 6 показаны дифрактограммы неактивированного и активированного порошкового материала. Сравнение дифрактограмм показывает отсутствие окиси хрома после механоактивации.

Исследование спеченного слоя активированного и неактивированного порошкового материала показало, что предварительная механическая обработка приводит к улучшению качества поверхности: уменьшается коагуляция, снижается шероховатость. Наблюдалось улучшение внутренней структуры и прочностных свойств.

Список литературы

1. Шишковский И.В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 424 с.

2. Сапрыкин А.А., Сапрыкина Н.А., Шигаев Д.А. Исследование факторов, влияющих на коагуляцию порошка кобальт-хром, при спекании // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сб. трудов II Международ. науч.-практ. конф. с элементами научной школы для молодых ученых. ЮТИ ТПУ. – Юрга: Изд-во ТПУ, 2011. – С. 180–182.

3. Сапрыкина Н.А., Сапрыкин А.А., Шигаев Д.А. Исследование факторов, влияющих на качество поверхности, полученной лазерным спеканием // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 4. – С. 78–82.

4. Болдырев В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ// Успехи химии. – 2006. –Т. 75. № 3. – С. 203–216.

5. Болдырев В.В. Экспериментальные методы в механохимии твердых неорганических веществ. – Новосибирск: Наука, 1983. – 65 с.

Effect of mechanical activation of metal powders on the quality of the surface layer, resulting layered synthesis technology

N.A. Saprykina, A.A. Saprykin, V.I. Jakovlev

Studied the effect on the quality of the surface layer of sintered samples obtained by the synthesis of layered depending on the mechanical activation of metal powders

Key words: the synthesis of a fiber, metal powders, mechanical activation

СТРУКТУРА, МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И ТРЕХМЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Fe_{86}Mn_{13}C$

*Л.И. КВЕГЛИС¹, доктор физ.-мат.наук, профессор,
Ю.В. ПАНИЧКИН², Ю. А. ОРЛОВА³,
В.А. БОНДАРЦЕВ³, В.Е. СОКОЛОВСКИЙ³,
М.Н. ВОЛОЧАЕВ⁴*

(¹Сибирский федеральный университет, г. Красноярск, Россия,

*²Восточно-Казахстанский государственный технический
университет им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск,
Республика Казахстан,*

³Восточно-Казахстанский государственный университет

им. С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Республика Казахстан,

*⁴Сибирский государственный аэрокосмический университет
им. М.Ф. Решетнева, г. Красноярск, Россия)*

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Орлова Ю. А. – 070020, Республика Казахстан, г. Усть-Каменогорск, ул. 30-й Гвардейской дивизии, 34,
Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова,
orlova_ua87@mail.ru

Представлены трехмерные модели формирования структуры мартенсита деформации в сплаве $Fe_{86}Mn_{13}C$ в виде самоорганизации кластеров. Приведенные модели основаны на экспериментальных исследованиях структуры тонких пленок сплава и их свойств.

Ключевые слова: спинтроника, сталь Гадфильда, сплав $Fe_{86}Mn_{13}C$, кластеры, трехмерная модель.

В настоящее время развивающаяся наука спинтроника требует новых материалов, обладающих необходимыми параметрами, технологичностью получения и низким показателем экономических затрат. Поскольку сплав $Fe_{86}Mn_{13}C$ обладает набором уникальных электрических и магнитных свойств и является дешевым материалом, необходимость изучения этого сплава в массивном и пленочном состоянии как материала для спинтроники очевидна.

В работе предлагается модель структурообразования мартенсита деформации в виде самоорганизации кластеров. Модель основана на экспериментальных исследованиях структуры пленок и их свойств.

Сплав $Fe_{86}Mn_{13}C$, известный также как сталь Гадфильда (110Г13Л), представляет собой антиферромагнитный инвар. При ударной нагрузке в образцах появляется локальная намагничен-

ность. Для выяснения причины такого поведения сплава исследовали структуру и магнитные свойства массивных образцов стали 110Г13Л, подвергнутых ударному нагружению, и тонкопленочных образцов, подвергнутых криомеханической обработке.

На рис. 1 приведено изображение поверхности массивного образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$ после ударной нагрузки. Картина свидетельствует о возникновении новой фазы – мартенсита деформации. Эта фаза локализуется в полосах сдвиговой деформации зерен аустенита. Методом крутящих моментов показано наличие неоднородной магнитной структуры в таких образцах. На рис. 2 приведена зависимость крутящего момента от угла поворота магнитного поля напряженностью 8 кЭ для пластинок стали размером $10 \times 5 \times 0.1$ мм. Из этой зависимости видно, что магнитная структура сплава неоднородна. Сплав

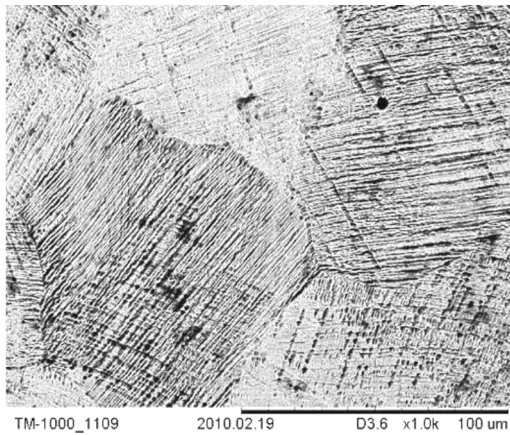


Рис. 1. Изображение поверхности деформированного массивного образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$ в сканирующем электронном микроскопе

обладает магнитной вязкостью, т. е. зависимостью скорости намагничивания от времени.

Ранее в наших работах [1, 2] была исследована зависимость ЭДС от температуры в установке, схема которой представлена на рис. 3а. Из температурной зависимости термоЭДС (рис. 3б) видно, что эта величина может менять знак при изменении температуры. Магнитного поля к образцу приложено не было. Тем не менее знак термоЭДС менялся при достижении определенных температур как при нагревании, так и при охлаждении образца. Микроструктура такого образца представлена на рис. 1. Из рисунка видно, что полосчатая структура аустенит-мартенсит деформации пересекает каждое зерно, и полосы мартенсита деформации одного зерна переходят в полосы другого зерна.

Поскольку поиск новых материалов для спинтроники предполагает создание тонкопленочных образцов, то дальнейшая наша задача – исследовать структуру и свойства тонких пленок сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$.

Пленки $Fe_{86}Mn_{13}C$ были получены методом термического вакуумного осаждения на установке ВУП-4 при давлении 10^{-5} мм рт. ст. на

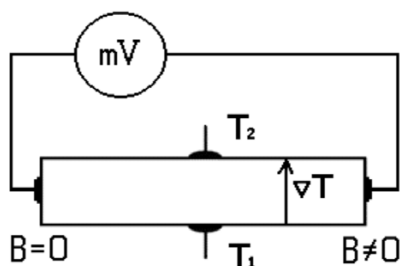


Рис. 3, а. Схема измерения термоЭДС

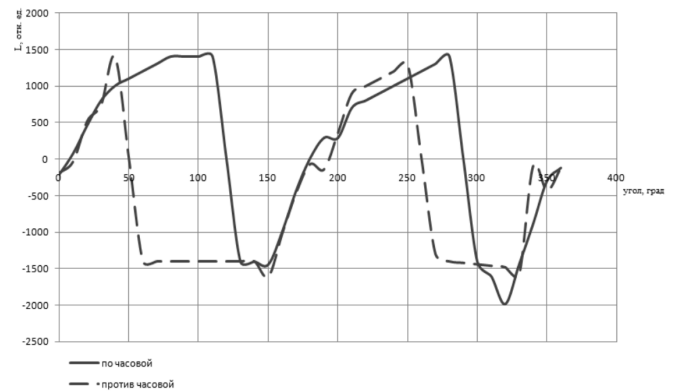


Рис. 2. Кривые крутящих моментов деформированного образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$, иллюстрирующие неоднородность магнитной структуры

подложки из стекла и NaCl. Далее пленки отделяли от подложки и исследовали их структуру методом просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции на приборах ПРЭМ – 200 и (JEM – 2100). Для изучения магнитных свойств пленок использовался метод крутящих моментов на магнитометре и индукционный метод построения петель гистерезиса с помощью феррометра. Исследовали пленки сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$, обладающего неоднородной магнитной структурой. Неоднородность связана с неоднородностью кристаллической структуры пленок, в которых сосуществуют аустенит, имеющий антиферромагнитную структуру, и мартенсит деформации, обладающий ферри-магнитным порядком. Мартенсит деформации возникал в пленках под воздействием криомеханической обработки. Обработка заключалась в циклическом охлаждении пленки до температуры жидкого азота и последующем ее нагревании до комнатной температуры.

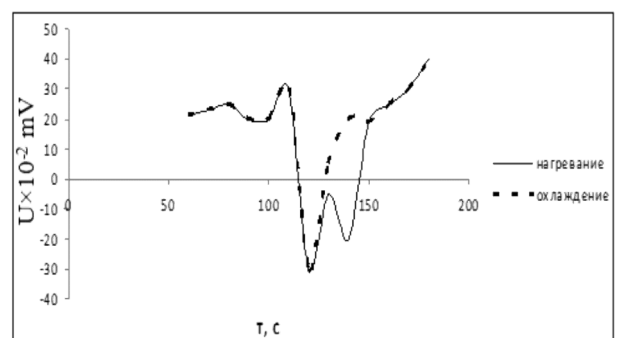


Рис. 3, б. Зависимость термоЭДС при нагревании и охлаждении образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$

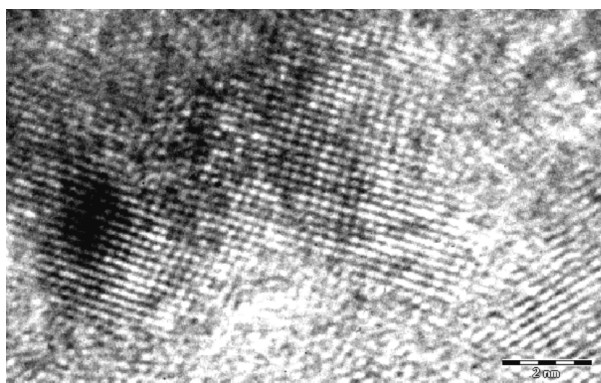


Рис. 4. Изображение в высокоразрешающем электронном микроскопе кластерной структуры пленки сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$

На рис. 4 представлено электронно-микроскопическое изображение высокого разрешения пленки $Fe_{86}Mn_{13}C$. Мы видим когерентную связь соседних кластеров. Каждая атомная плоскость одного кластера переходит в атомную плоскость другого кластера. Таким образом, отдельные кластеры соединяются в кластерные агрегаты и формируют пленку в целом.

В левой части рис. 4 видна темная область. При фокусировке пучка электронов на темную область в течение несколько секунд в ней формируется полосчатый контраст. Такой контраст сложно интерпретировать как муаровый узор [4], поскольку размер области невелик. Кроме того, темный цвет создается не перепадом амплитуды, а как фазовый контраст, поскольку электронный пучок отклоняется магнитным полем кластера. В результате формируется темная область из-за недостатка электронов. Избыток электронов формирует светлые области. Полосатая структура представляет собой смесь мартенсита деформации и аустенита, который возникает при нагревании участка электронами. Здесь магнитная

мартенситная фаза остается темной, аустенитная фаза светлеет.

Игольчатая форма мартенсита деформации была обнаружена нами в изломах деформированных массивных образцов. На рис. 5а представлена поверхность излома образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$, подвергнутого ударной нагрузке в маятниковом копре. Исследование проведено с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM – 6390VL. В полости кратера излома обнаружена фаза распространяющегося мартенсита деформации в виде длинных иглок, расположенных под фиксированным углом, «выступающих» из основной матрицы. Это говорит о большей, чем основная матрица, прочности игл. Такие иглы можно наблюдать только в образцах, подверженных ударной нагрузке [5].

Мартенсит деформации, полученный в результате ударных механических воздействий, может составлять значительную часть объема материала и иметь, наряду с известными фазами, структуру Франка – Каспера [6, 7]. В связи с этим нами сделана попытка компьютерного моделирования возможных структур мартенсита деформации как для массивных, так и для пленочных образцов сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$. Использование пакетов для моделирования трехмерной графики, таких как 3dsMax, основанных на объектно-ориентированном пользовательском интерфейсе, позволяет осуществлять моделирование сложных объемных структур и решать обратную задачу – нахождение координат по уже построенным точкам моделей или объектов.

При моделировании использовалось трехмерное Евклидово пространство с Декартовой системой координат. Использование вложенных в базу пакета моделирования геометрических

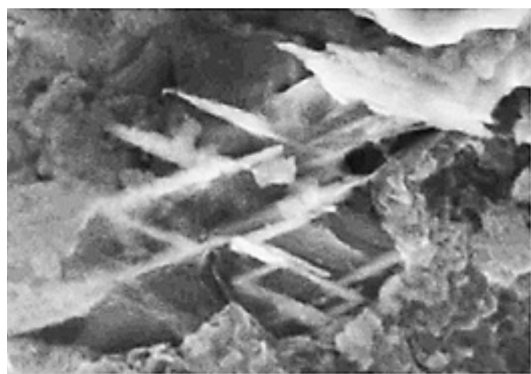


Рис. 5а. Микрофотография поверхности излома образца сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$

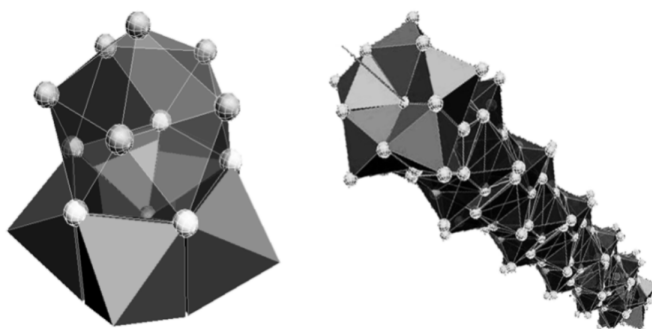


Рис. 5б. Трехмерная модель стержней прорастания: часть стержня прорастания – комбинация икосаэдра (ФК 12) и пяти октаэдров (слева), стержень прорастания, полученный комбинацией икосаэдра (ФК 12) и октаэдров (справа)

фигур дает возможность сохранения правильных пропорций и углов между гранями моделей, получаемых сочетанием из этих фигур.

На рис. 5б приведена структура одной из созданных трехмерных моделей – стержня прорастания. Трехмерная модель стержней прорастания представляет собой комбинацию икосаэдра (ФК-12) и пяти октаэдров, образующих пентагональную «чашу». Так была построена модель формирования игл мартенсита деформации в массивных образцах. Модель была построена на данных рентгеноструктурного анализа, полученных от массивных образцов сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$.

Выводы

1. Сделана попытка компьютерного моделирования возможных структур мартенсита деформации как для массивных, так и для пленочных образцов сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$.

2. Моделирование структур Франка – Каспера позволяет понять природу структурообразования в межзеренных границах массивных образцов сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$ при ударном нагружении.

3. Сочетание структуры антиферромагнитного аустенита и ферромагнитного мартенсита деформации создают уникальные электрические и магнитные свойства сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$ как в массивном, так и в пленочном состоянии.

Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории «ИРГЕТАС» Восточно-Казахстанского технического университета и заводской лаборатории АО «Востокмашзавод» за помощь в выполнении работы.

Structure, magnetic properties, and three-dimensional modeling deformation martensite in alloy $Fe_{86}Mn_{13}C$

L.I. Kveglis, Y.V. Panichkin, Y.A. Orlova, V.A. Bondartsev, V.E. Sokolovsky, M.N. Volochaev

The paper presents three-dimensional models of structure formation of martensite deformation in the alloy in the form of self-organization $Fe_{86}Mn_{13}C$ clusters. These models are based on experimental studies of the structure and properties of thin films of the alloy.

Key words: spintronics, Hadfield steel, alloy $Fe_{86}Mn_{13}C$, clusters, three-dimensional model.

Список литературы

1. Kveglis L.I., Abylkalykova R.B., Semchenko V.V., Volochaev M.N. The variable thermoelectric Effect in magnetic viscosity Alloy $Fe_{86}Mn_{13}C$ VII International Conference on Mechanochemistry and Mechanical Alloying INCOME 2011, August 31-September 3, 2011, Herceg Novi.

2. Panichkin U., Abylkalykova R., Kveglis B.L., Semchenko V. «The Sign-alternating Thermoelectric Effect in Magnetic Viscosity Alloy $Fe_{86}Mn_{13}C$ » Scientific Israel- Technological Advantages” V.12, № 3, 2010, P. 30–35.

3. Орлова Ю.А., Нявро А.В., Квеглис Л.И. Электронная структура сплава железо-марганец, подверженного пластической деформации // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сб. трудов III Международной науч.-практ. конф. с элементами научной школы для молодых ученых: в 2 т. / Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томск. политехн. ун-та, 2012. – Т. 1. – 362 с.

4. Hirsch P., Howie A., Nicholson, R., J. Pechl, M. Whelan, Electron Microscopy of thin crystals. // Per. from English. - Springer-Verlag, 1968, 562 p.

5. Темкин Д.Е. О скорости роста кристаллической иглы в переохлажденном расплаве // Доклады АН СССР. 1960, 132, 6, 1307–1310.

6. Sidhom H., Portier R. An icosaedral phase in annealed austenitic stainless steel? // Philosophical Magazine Letters. – 1989. – V. 59. – №. 3. – P. 131–139.

7. The local electron structure and magnetization in β - $Fe_{86}Mn_{13}C$ / L.I. Kveglis, F.M. Noskov, A.V. Arhipkin, V.A. Musikhin, V.N. Cherepanov, A.V. Niavro// Superlattices and Microstructures 46 (2009) 114–120.

УДК 621.791.92:620.03

ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ В ЗОНУ СВАРКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ-МОДИФИКАТОРОВ

*М.А. КУЗНЕЦОВ, аспирант
(ЮТИ ТПУ, г. Юрга)*

Статья поступила 2 сентября 2012 года

Кузнецов М.А. – 652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26,
Юргинский технологический институт (филиал) Национального
исследовательского Томского политехнического университета,
e-mail: kyznechik_85@mail.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния введенных в сварочную ванну наноструктурированных элементов-модификаторов на микроструктуру наплавленного металла при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов. Показано, что при введении данных порошков уменьшается размер дендрита, образуется наиболее равновесная микроструктура.

Ключевые слова: наноструктурированные элементы-модификаторы, микроструктура наплавленного металла, дуговая сварка плавящимся электродом в среде защитных газов.

Введение

В настоящее время элементы-модификаторы нашли широкое применение в металлургическом производстве. Эти элементы служат для изменения структуры и свойств обработанного им металла или сплава.

Основную роль при формировании сварного соединения играют металлургические процессы, протекающие в расплавленном металле сварочной ванны. Поэтому становится актуальным вопрос о применении модификаторов в сварочном производстве в целях управления структурой и свойствами наплавленного металла.

Цель данной работы – разработка технологических основ применения наноструктурированных материалов в качестве модифицирующих добавок, позволяющих управлять процессом кристаллизации, прогнозировать структуру и получать сварные соединения с заданными свойствами.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи.

1. Проанализировать существующие методы управления структурой и свойствами сварных соединений нанопорошками.

2. Установить влияние наноструктурированных порошков на структуру металла шва при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов.

3. Добиться уменьшения размера зерна металла шва при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов.

4. Получить более однородную микроструктуру наплавленного металла при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов.

Методика проведения исследований

Для достижения первой задачи был проведен литературный анализ, который показал, что в настоящее время такой прием используется для измельчения структурных составляющих наплавленного металла. Это достигается введением в сварочные материалы или непосредственно в сварочную ванну нанодисперсных металлических и неметаллических порошковых модификаторов. Размер зерен наплавленного металла при этом уменьшается, что приводит к изменению механических свойств сварного соединения в целом [1–4].

Для достижения второй задачи было разработано устройство, через которое осуществлялось введение наноструктурированных элементов-модификаторов в сварочную ванну. Устройство предназначено для получения смеси Ag с нанопорошком. Оно осуществляет регулирование концентрации частиц нанопорошков в объеме защитного газа, подающегося в зону горения дуги. В устройстве смесь образуется за счет инжектирования нанопорошка защитным газом.

Для достижения третьей и четвертой задач была произведена наплавка образцов, изготовленных из стали 12X18H10T, в среде аргона проволокой 12X18H9T диаметром 1,2 мм с использованием описанного устройства. В качестве элементов-модификаторов использовали нанопорошки оксида Al и вольфрама (W), изготовленные в Институте физики высоких технологий национально-исследовательского Томского политехнического университета. Порошки получены по электровзрывной технологии, которая разработана и реализована в указанном Институте. Образцы наплавлялись по трем различным вариантам: № 1 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения; № 3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением W в защитный газ; № 5 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением Al_2O_3 в защитный газ. Режимы сварки для всех вариантов одинаковы.

На каждом образце для исследования микроструктуры были изготовлены поперечные шлифы. При изготовлении шлифов использовались механическая шлифовка, механическая полировка на алмазной пасте АСМ 10/7 НВЛ и химическое травление в концентрированной «царской водке» (75 % HCl + 25 % HNO₃). Исследование проводилось методом оптической металлогра-

фии на микроскопе Neophot-21 с записью изображений при помощи цифровой камеры Genius VileaCam.

Результаты исследования

Анализ исследования показал, что наплавленный металл можно разделить на три слоя, структура которых существенно различается. Толщина слоев для разных вариантов различна. На рис. 1 представлена схема расположения мест исследования микроструктуры швов.



Рис. 1. Схема расположения мест исследования микроструктуры сварного шва:

А – верхний слой наплавленного металла; Б – средний слой наплавленного металла; В – нижний слой наплавленного металла; Г – участок перехода от наплавленного металла к основному; Д – основной металл

Обсуждение результатов

На рис. 1 точка Г соответствует структуре участка перехода от наплавленного металла к зоне термического влияния и далее к основному металлу (рис. 2).

Зона термического влияния во всех образцах четко не выявляется, но имеет одинаковую ширину. На границе сплавления происходит плавный переход от дендритной структуры напла-

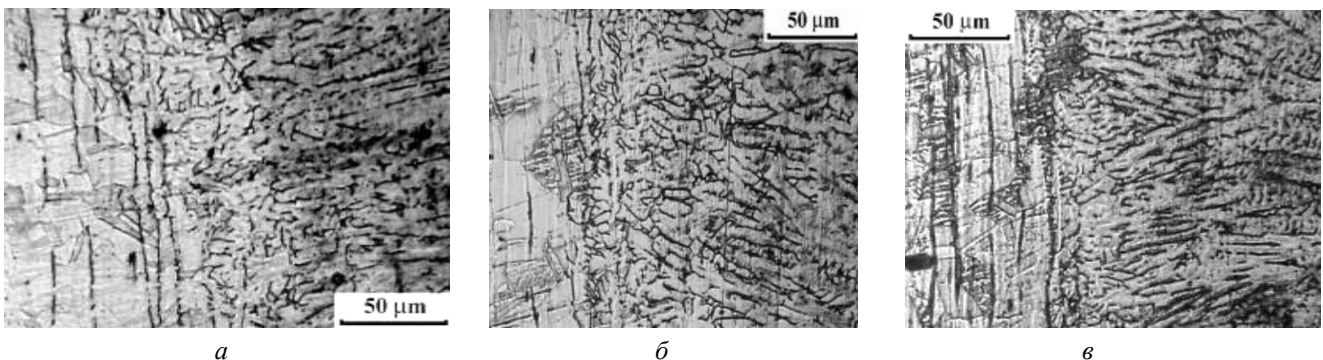


Рис. 2. Структура границы сплавления и зоны термического влияния:

а – образец № 1; б – образец № 3; в – образец № 5

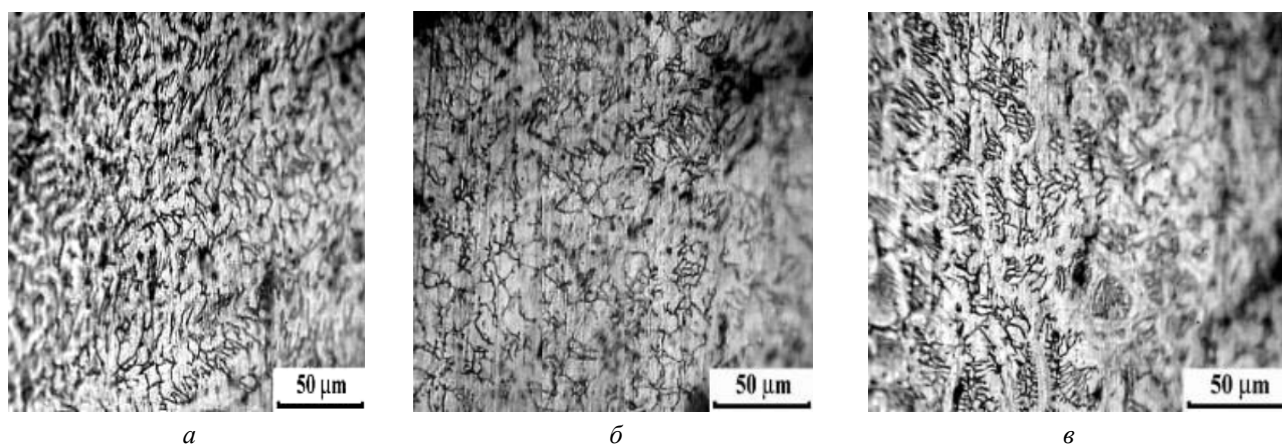


Рис. 3. Микроструктура слоя полиэдрических зерен:

a – образец № 1; *б* – образец № 3; *в* – образец № 5

ленного металла к полиэдрической зеренной структуре зоны термического влияния.

Точки А, Б и В, рис. 1, соответствуют характерным структурам отмеченных выше слоев наплавленного металла. Первый непосредственно примыкающий к свободной поверхности слой можно характеризовать как слой с полиэдрической зеренной структурой. В этом слое наряду с хаотически расположенными (неориентированными) дендритами наблюдаются полиэдрические зерна аустенита. Этот слой слабо выражен в образце № 1 (рис. 3, *a*). Толщина его составляет 15 % от общей толщины наплавленного металла.

Наиболее ярко «зеренный» слой выражен в образце № 3 (рис. 3 *б*). Здесь хорошо видны зерна полиэдрической морфологии, которые чередуются с островками коротких неориентированных дендритов. Толщина рассматриваемого слоя составляет более 30 % общей тол-

щины наплавленного металла. В образце № 5 (рис. 3, *в*) полиэдрическая зеренная структура также наблюдается достаточно четко. Однако особенностью является то, что в зернах располагаются короткие и сильно разветвленные дендриты. Толщина слоя составляет 20 % от общей.

Основной микроструктурной составляющей следующего слоя являются сравнительно короткие, сильно разветвленные и не имеющие преимущественной ориентации дендриты. Этот слой опять слабо выражен в образце № 1 (рис. 4, *a*). Здесь его толщина составляет 28 % от общей. Такая же толщина данного слоя и в образце № 3 (рис. 4, *б*), но она в процентном отношении меньше – 26 %. Наиболее ярко слой неориентированных дендритов выражен в образце № 5 (рис. 4, *в*). При этом если в образцах № 1 и 3 дендриты образуют практически непрерывную сетку, то в образце № 5 наблюдаются

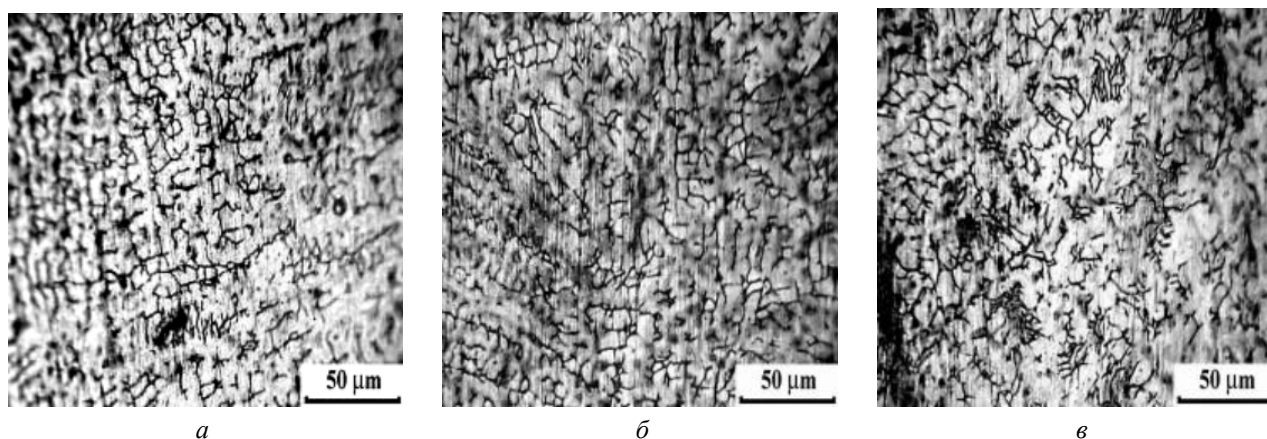


Рис. 4. Микроструктура слоя неориентированных дендритов:

a – образец № 1; *б* – образец № 3; *в* – образец № 5

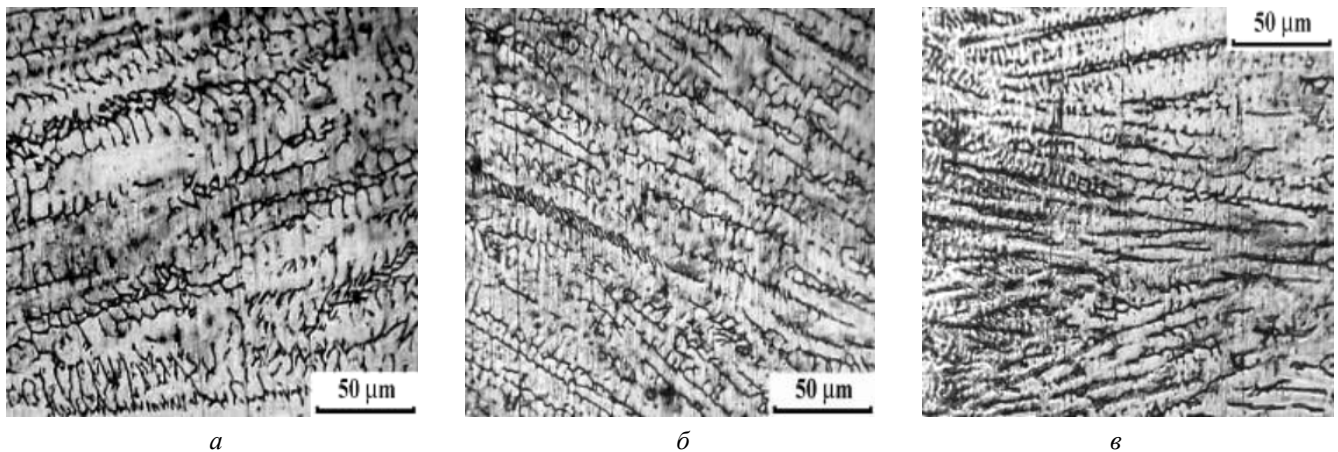


Рис. 5. Микроструктура слоя ориентированных дендритов:

a – образец № 1; *б* – образец № 3; *в* – образец № 5.

островки свободной поверхности, где в то же время выделить границы зерен не удастся. Толщина слоя неориентированных дендритов в образце № 5 составляет 32 % от общей. Этот слой плавно переходит в следующий слой ориентированных дендритов.

Ориентация длинных осей дендритов в рассматриваемом слое (рис. 5) нормальна к границе сплавления – вдоль направления теплового потока в основной металл. Слой ориентированных дендритов в образце № 1 составляет 57 %, в об-

разце № 3 – 43 %, в образце № 5 – 45 % от общей толщины. Непосредственно перед границей сплавления строгая ориентация длинных осей дендритов снова нарушается и образуется еще один тонкий слой неориентированных дендритов толщиной около 20 мкм (см. рис. 2).

Наиболее разветвленные и толстые дендриты наблюдаются в образце № 1 (рис. 5, *a*). Наиболее тонкие и слабозветвленные дендриты наблюдаются в образце № 5 (рис. 5, *в*). Средний размер дендритов представлен на рис. 6.

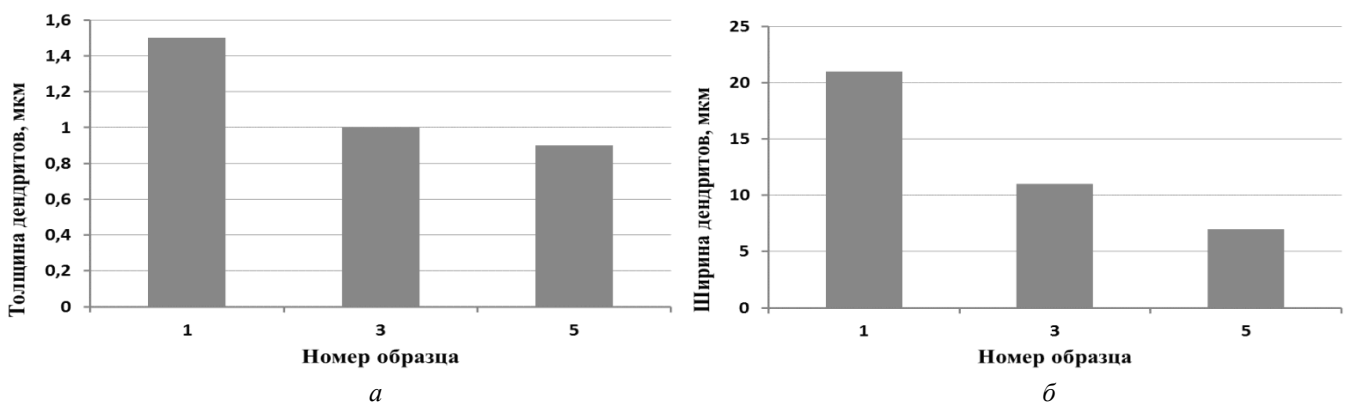


Рис. 6. Средний размер дендритов:

a – толщина дендритов; *б* – ширина дендритов

Выводы

1. Анализ существующих методов показал, что возможно модифицированием наноструктурированными порошками влиять на состав, свойства и структуру сварных соединений.

2. Микроструктура наплавленного металла изменяется, что доказывает влияние наноструктурированных элементов-модификаторов.

3. Размер зерна металла шва уменьшается (по толщине на 33 %, по ширине на 42 %);

4. Происходит образование однородной микроструктуры $\Delta l = 8$ мкм (Δl – разность между самым большим и самым маленьким дендритом).



Список литературы

1. Соколов Г.Н., Трошков А.С., Лысак И.В., Самохин А.В., Благовещенский Ю.В., Алексеев А.Н., Цветков Ю.В. Влияние нанодисперстных карбидов WС и никеля на структуру и свойства наплавленного металла // Сварка и диагностика. – 2011. – № 3. Материаловедение. – С. 36–38.

2. Соколов Г.Н., Лысак И.В., Трошков А.С., Зорин И.В., Горемыкина С.С., Самохин А.В., Алексеев А.Н., Цветков Ю.В. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными

карбидами вольфрама // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 6. – С. 41–47.

3. Паршин С.Г. MIG-сварка стали с применением наноструктурированных электродных материалов // Сварочное производство. – 2011. – № 10. – С. 27–31.

4. Еремин Е.Н. Применение наночастиц тугоплавких соединений для повышения качества сварных соединений из жаропрочных сплавов // Омский научный вестник. – 2009. – № 3. – С. 63–67.

Grinding weld metal microstructure by introducing into the fusion zone of nanostructures elements modifiers

M.A. Kuznetsov

This paper presents the results of experimental studies of the effect introduced into the molten pool of nanostructures elements of modifier on the microstructure of weld metal arc welding consumable electrode shielding gas. It is shown that the introduction of these powders decreases the size of the dendrite, formed the most equilibrium microstructure.

Key words: nano-structured elements of the modifier, the microstructure of the deposited metal, arc welding consumable electrode shielding gas.

ГРАФИЧЕСКАЯ КУЛЬТУРА КАК ОСНОВА ПРОФЕССИОНАЛЬНОЙ КОМПЕТЕНЦИИ ВЫПУСКНИКА

*Н.Г. ИВАНЦИВСКАЯ, канд. пед. наук, доцент
Б.А. КАСЫМБАЕВ, канд. пед. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 13 ноября 2012 года

Иванцовская Н.Г. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: hope@graph.power.nstu.ru

Рассматриваются вопросы формирования графической культуры с помощью современных информационных средств проектирования.

Ключевые слова: инженерная и компьютерная графика, компетенция, проектирование, электронная модель изделия.

В настоящее время перед инженерным образованием стоит задача воспитания специалиста нового типа, нацеленного на развитие промышленности, обеспечение качества и конкурентоспособности производимого продукта. Генератором идей в инженерной профессии является конструктор. На начальном этапе конструкторской подготовки в вузе студенты изучают графические дисциплины, традиционно закладывающие основы графической культуры будущего инженера-конструктора. К таким дисциплинам относят инженерную и компьютерную графику, основы конструирования, прикладную компьютерную графику и прочее. Графическая культура базируется на умении создавать мысленные образы будущих технических решений, а затем отображать их с помощью современных средств передачи информации. Вопрос развития пространственного воображения, конструкторского мышления остается актуальным на протяжении длительного времени; и сегодня, несмотря на внедрение информационных технологий, он не стал менее актуальным. Это объясняется тем, что любое изображение на экране является проекцией, плоской картинкой, полученной с помощью инструмента проецирования, поэтому умение перейти от плоского изображения к объему и наоборот остается востребованным. А с учетом очень слабой школьной подготовки по данному

предмету вопрос перекодирования информации из одного вида ее представления в другой становится крайне актуальным. Это подтверждается исследованиями, проводимыми на кафедре инженерной графики НГТУ со студентами первого курса: результаты входного контроля знаний по графической культуре и развитию пространственного мышления оцениваются как неудовлетворительные у 70–80 % студентов.

В психологии и педагогике процесс конструирования разделяют на три этапа: мысленное, графическое и предметно-манипулятивное (наглядно-двигательное) конструирование [1]. Этапы конструирования связаны между собой и имеют большое значение в профессионально-конструкторской и учебно-конструкторской деятельности. Проведенный анализ научных исследований позволил сделать следующий вывод: для того чтобы освоить процесс конструирования, необходимо поднять уровень понятийного, образного и практического мышления в их взаимосвязи и единстве. В таком случае конструкторское мышление можно рассматривать как мышление, состоящее из трех компонентов: понятия, образа, действия.

Основой мысленного конструирования является мыслительная деятельность. Мышление не может быть продуктивным без опоры на прошлый опыт, и в то же время оно предполагает

выход за его пределы, открытие новых знаний, благодаря чему расширяется и тем самым увеличивается возможность решения все новых и новых более сложных задач. В процессе мышления человек опирается на понятия. А в формировании понятия большую роль играет образное мышление [2]. Образный компонент деятельности необходим при первоначальном усвоении некоторых теоретических знаний, он выполняет функцию своеобразной опоры, облегчая процесс усвоения и конкретизируя формирующиеся понятия. Однако при решении многих технических задач понятийный и образный компоненты тесным образом связаны и являются равноправными в общем процессе мыслительной деятельности. Только при условии установления гармоничного единства между ними может быть успешно решена та или иная конструкторско-техническая задача.

Умение оперировать пространственными образами влияет на создание и изменение образа конструируемого объекта. Процесс создания в мыслях конструкторско-технического образа может иметь репродуктивный, продуктивный или творческо-конструкторский характер. Их особенностью является создание и изменение образов на основе пространственного воображения с помощью таких операций, как проведение аналогии, сравнение, анализ, синтез, абстракция, обобщение и конкретизация [3]. Теоретический и практический характер конструкторского мышления в процессе производственно-технической деятельности, а также в профессионально-техническом обучении ставит ряд сложных задач. Основная из них – проверка теории на практике, а также теоретическое обоснование практики. Цель той или иной проверки ведет не только к получению правильного решения, но и к дальнейшему развитию мышления, т. е. нахождению новых гипотез, к правильному планированию деятельности, умению осуществлять преобразования при решении задач.

Техническое конструирование требует от студента инициативности, самостоятельности, умения достигать поставленных целей, преодолевать трудности, которые возникают в процессе решения задач конструкторско-технического содержания, определенного уровня политехнического образования. Основным компонентом конструирования является творческое вообра-

жение, соединенное с конструкторским мышлением. Конструирование – это создание образа объекта в мыслях человека и отображение его с помощью схем, чертежей, моделей, слов с целью использования их на производстве. А это значит, что вышеуказанные способности, проявляемые в процессе конструирования, влияют на формирование конструкторского мышления.

Для развития такой деятельности в процессе конструирования можно пользоваться различными учебными средствами. Одним из эффективных способов развития конструкторского мышлением является моделирование с помощью современных систем автоматизированного проектирования (САПР). Преимущества трехмерного моделирования: эффективность и качество проектирования, снижение общего времени проектирования, повышение конкурентоспособности проектных работ. На кафедре инженерной графики разработан сборник заданий, основная цель которого заключается в том, чтобы помочь студентам самостоятельно развивать пространственное и конструкторское мышление. Все задания выполняются в электронном виде, состоят из двух частей: выполнение трехмерной модели детали по ее чертежу и разработка чертежа детали по ее 3D-модели. В качестве примера приведем некоторые из них (рис. 1).

По заданию нужно построить конус с призматическим отверстием в трех проекциях, развертку боковой поверхности конуса (рис. 2), наложенные сечения и натуральную величину сечения заданной плоскостью. Задание само по себе не новое, но выполнение его с помощью САПР позволяет процесс обучения сделать более успешным. Практика показывает, что при построении видов и развертки конуса традиционным методом в форме чертежа у студентов возникают трудности по восприятию конуса в объеме, в результате изображения проекций конуса получаются с погрешностями, развертка с искажениями, линии пресечения заданных плоскостей с поверхностью конуса построены неправильно. Построение точек на поверхности конуса выполняется по алгоритму без применения пространственных представлений, то же самое происходит при построении сечений.

Когда эти же задания выполняются с помощью моделирования, то студент создает образ, отображает его на экране, что является есте-



Рис. 1. Пример задания

ственным процессом мышления. Создав трехмерную модель конуса и модель призмы, при помощи операций вычитания студенты из объема конуса вычитают объем призмы, получают конус с призматическим вырезом. Современные графические редакторы позволяют посмотреть полученную модель конуса с любого ракурса, с любой стороны, выполнить множество проекций и отобразить их на плоскости экрана. Все эти операции являются естественными для нашего мышления и не вызывают у студентов затруднений, они реально видят элементы конуса: боковую поверхность, основание, сквозное отверстие, линии пересечения, форму сечений. Кроме всего прочего, студентам интересно выполнять задания в такой форме, что повышает их мотивацию к обучению.

Развертка по модели конуса выполняется следующим образом: используется правильная вспомогательная пирамида (рис. 2), вписанная в конус. Прежде чем «разворачивать» трехмерную модель поверхности пирамиды, ее следует «расчленить» на более простые элементы – «об-

ласти» с помощью команды РАСЧЛЕНИТЬ. Эта команда заменяет один объект на несколько объектов (по числу граней многогранника). Первый поворот выполняют вокруг оси, совпадающей с одной из сторон многоугольника основания. Повернем грань K_0L_0S вокруг оси, совпадающей с ребром K_0L_0 , с помощью команды 3D поворот (Редактировать / 3D операции / 3D поворот) или с помощью Выровнять (Редактировать / 3D операции / Выровнять) до совмещения с плоскостью основания пирамиды. Командой «Выровнять» присоединим к первоначально построенной грани другую грань пирамиды, например, NSK_0 . Аналогично поступим с остальными гранями, в результате чего получим полную развертку пирамиды, а затем получаем три вида и развертку конуса (рис. 3).

Это задание является одним из первых в процессе обучения графическим дисциплинам. Процесс создания объемов и выполнение по нему плоских изображений играет немаловажную роль в дальнейшем развитии пространственного мышления студента, поскольку любая деталь

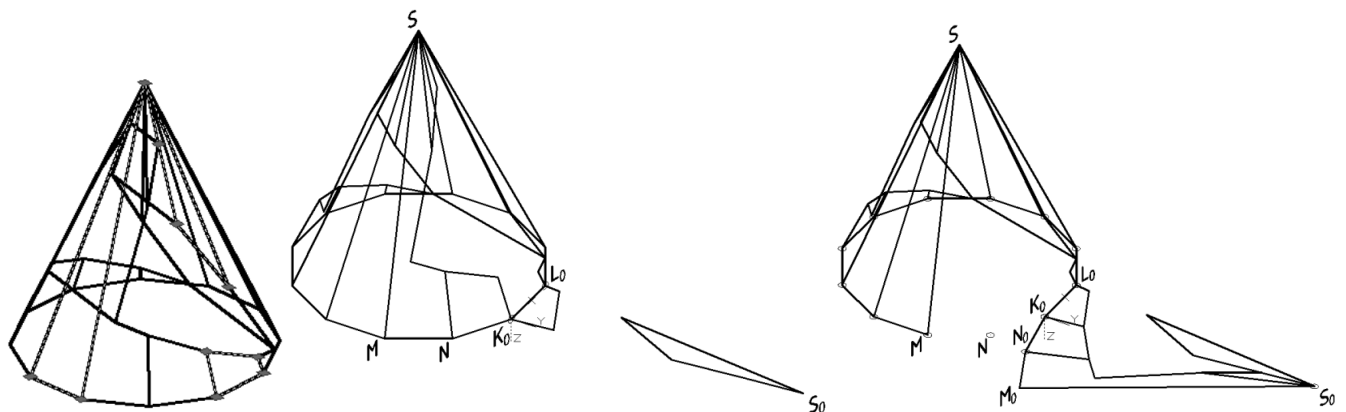


Рис. 2. Построение развертки конуса

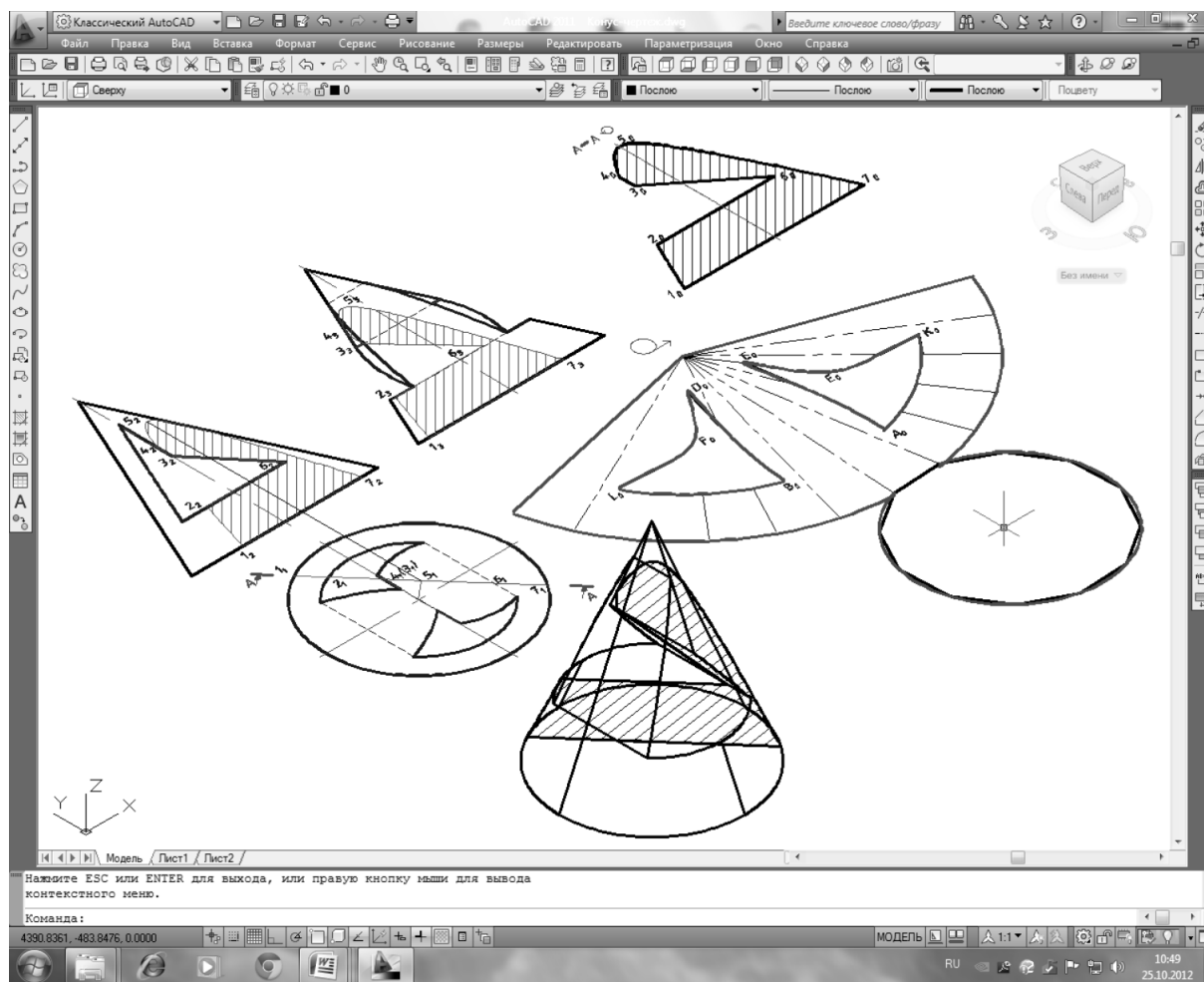


Рис. 3. Пример выполненного задания

состоит из сочетания геометрических тел. Далее в учебном процессе студенты выполняют другие задания, направленные на развитие конструкторского мышления, базируясь на достигнутых результатах при выполнении предыдущих более простых заданий.

Примером может служить задание по разработке сборочной единицы, полученной сваркой, в системе проектирования Solid Edge ST4. Студентам предлагается разработать конструкцию сборочной единицы взамен литой детали. Необходимость замены литой детали на сварную конструкцию может возникнуть, например, в случае ее поломки. Изготовление литой детали в одном экземпляре неэкономно, поэтому студенты должны разработать конструкцию, в которой более мелкие детали будут соединены между собой с помощью сварки. Основное условие: геометрия сварной конструкции должна повторять геометрию исходной детали.

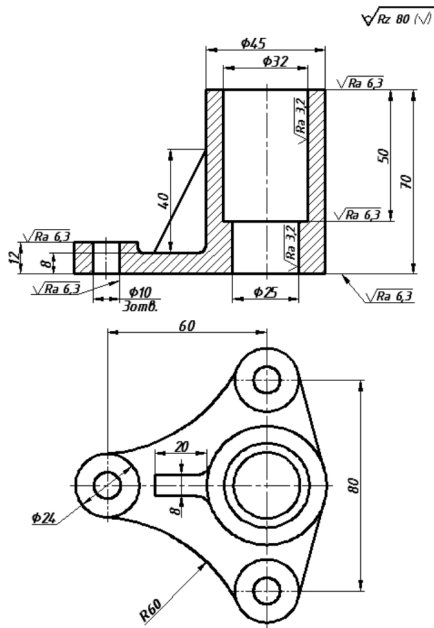
Преимущество трехмерного моделирования при разработке данной конструкции (рис. 4):

- 1) легко представить геометрию каждой детали, входящей в сборочную единицу: основание, гильза, бобышка, ребра;
- 2) возможность наглядно представить каждый элемент детали: фаску, канавку, радиус, выступ и прочее;
- 3) удобно вносить соответствующие элементы детали для ее фиксации при сборке;
- 4) возможность увидеть процесс сборки;
- 5) легко различать виды сварных швов.

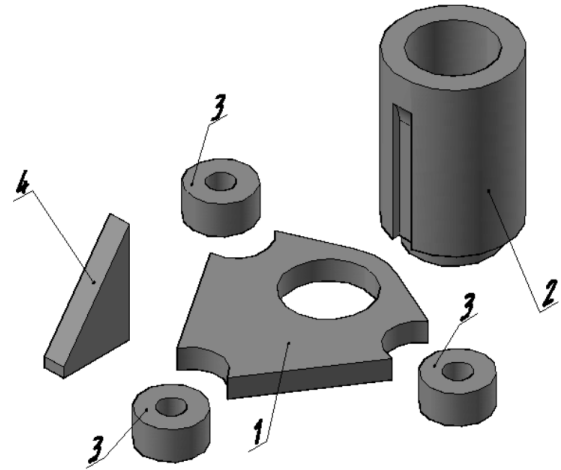
После создания трехмерных моделей деталей выполняются их чертежи, имеющие связь с моделью, т. е. изменение геометрии детали в модели приводит к изменению размеров на ее чертеже автоматически, что позволяет исключить ошибки на чертеже.

Внедрение информационных средств обработки документации как на этапе проектирования нового изделия, так и на протяжении всего жизненного цикла, привело к созданию электронной модели детали как одного из видов конструкторской документации ГОСТ 2.053–2006.

Исходные данные



Конфигурации составные части сборочной единицы



1 – основание; 2 – гильза; 3 – бобышка; 4 – ребро

Процесс сборки сварной сборочной единицы

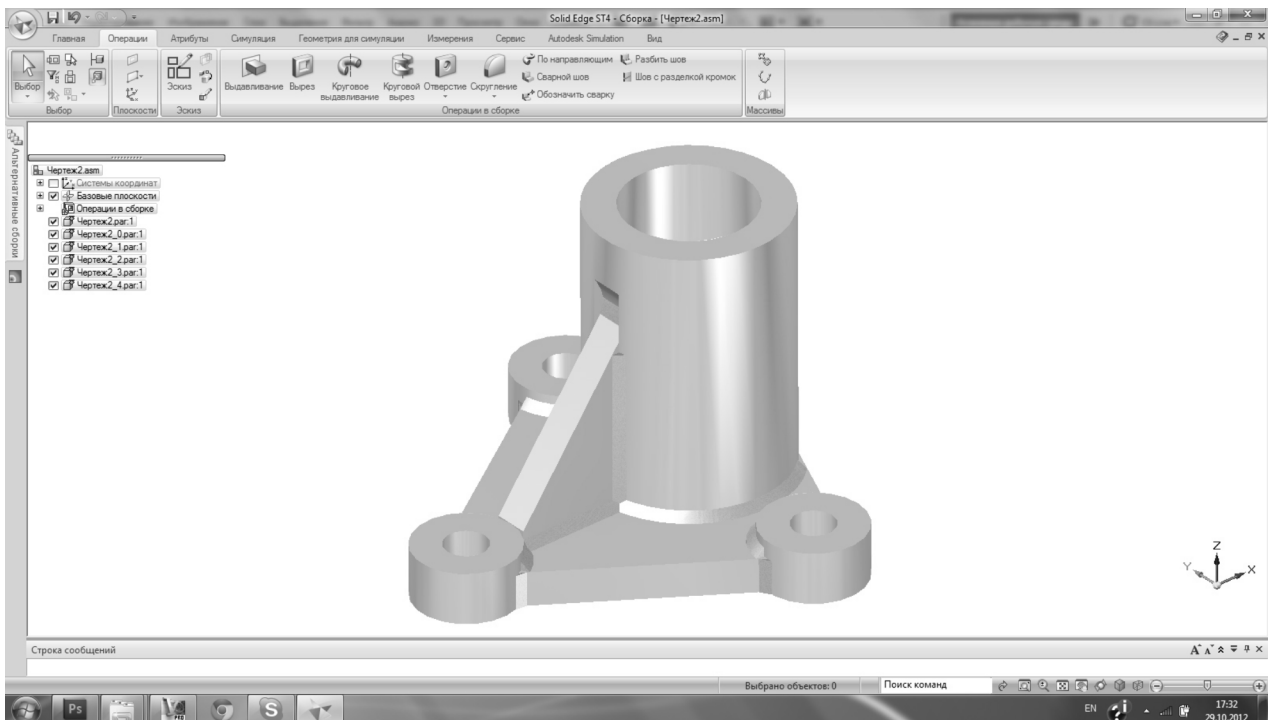
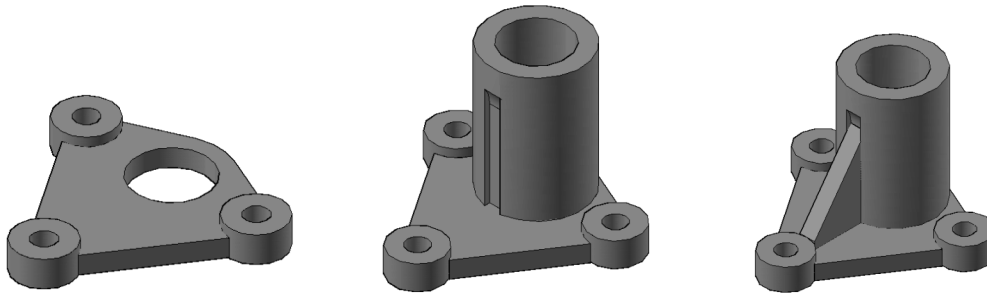


Рис. 4. Пример задания по проектированию изделий

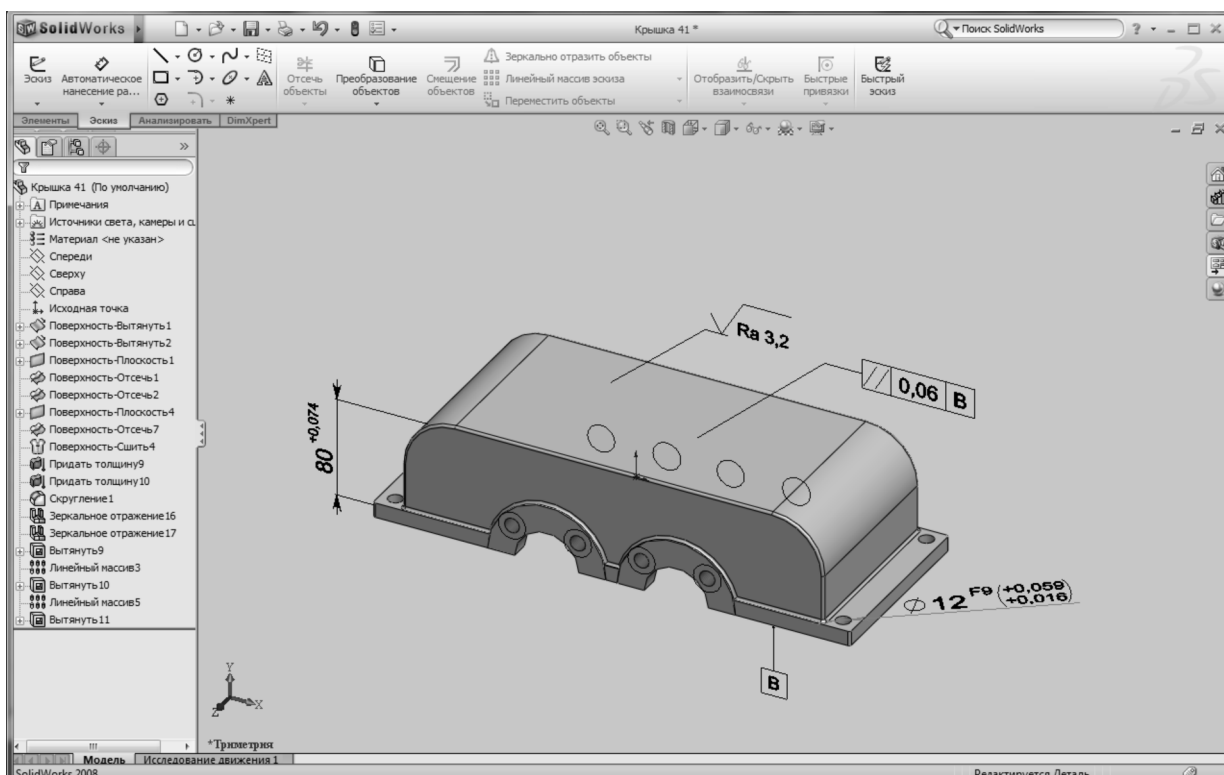


Рис. 5. Электронная модель детали

Эта электронная модель детали) является равноправным и равноценным документом по отношению к чертежу детали, выполненному на электронном или бумажном носителе. Поэтому на заключительном этапе соответствующего курса студенту предлагается (для дополнительного балла) оформление конструкторского документа «Электронная модель детали». На рис. 5 приведен пример, выполненный в системе автоматизированного проектирования SolidWorks.

В заключение еще раз важно отметить, что индивидуальные задания, выполняемые студентами с помощью моделирования, играют важную роль в развитии конструкторского мышления и обеспечивают базисный уровень подготовки студентов в области инженерно-графической деятельности для применения ее

в курсовых и дипломных проектах, а также в формировании компетенции будущей профессиональной деятельности.

Список литературы

1. Кудрявцев Т.В. Психология профессионального обучения и воспитания. – М.: Моск. энерг. ин-т, 1985. – 108 с.
2. Ломов Б.Ф. Методологические и теоретические проблемы психологии. – М.: Наука, 1984. – 444 с.
3. Иванцивская Н.Г., Кальницкая Н.И. Визуализация информации: теория и современные средства // Информационные технологии и технический дизайн в профессиональном образовании и промышленности: сб. материалов II Всероссийской науч.-практ. конф. с междунар. участием. 21–22 апреля 2010 года. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2010. – С. 218–223.

Graphic culture as the basis of professional competence graduate

N.G. Ivantsivskaya, B.A.Kasymbaev

This article focuses on the issue of forming graphic culture of the students with the use of modern information design tools.

Key words: engineering and computer graphics, competence, design, the electronic model.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» выходит 4 раза в год (март, июнь, сентябрь, декабрь). В журнале публикуются статьи, содержащие **новые и оригинальные результаты исследований** по следующим научным направлениям: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение).

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 (ТМ и СМ), зам. главного редактора Атапину В.Г.

Все рукописи рецензируются.

Плата за публикацию рукописей не взимается.

Требования к оформлению рукописей

- Формат оригиналов – **A4**. Текст набирается в русифицированном редакторе **Microsoft Word**. Шрифт – **Times New Roman**, размер шрифта основного текста – **14 пт**, параметры страницы – все поля **2 см**. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал **полуторный**. Абзацный отступ – **1,25 см**. Переносы включены.

- Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть четкими и понятными, могут быть включены в текст статьи.

- Статья **должна отражать в явном или неявном виде следующие разделы:**

Введение (не более 1 стр.). Методика проведения исследований или расчетов. Результаты исследования и их обсуждение. Выводы. 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.

Требования к набору рукописей

Единицы физических величин. При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц (СИ).

Таблицы нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

Математические формулы. Сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны в редакторе формул Microsoft Equation 3.0. *Порядковые номера присваиваются только наиболее важным формулам, на которые имеются ссылки в тексте*, номера помещают в круглых скобках у правого края полосы. Используется только сквозная нумерация.

Рисунки (не более 6 шт.) представляются в форматах TIFF, PNG, JPEG, BMP, WMF. *Рисунки, сканированные откуда-либо, не принимаются.* Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм. Фотографии должны быть представлены файлом в формате TIFF с размерами 1024 × 768 pt и разрешением не менее 300 × 300 dpi. На фотографиях нельзя наносить какие-либо пометки.

Библиографический список, оформленный в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка», составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. В него не следует включать неопубликованные материалы; ссылки на электронные ресурсы и тезисы в библиографическом списке не приветствуются. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28]. Список литературы должен включать для заказных статей не более 25 наименований, для обычных статей — не более 10, для кратких сообщений — не более 5.

Дополнительная информация приведена на сайте **www.nstu.ru** (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания).

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)*

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.

ПРИМЕР ОФОРМЛЕНИЯ ДЛЯ РИЦЦ

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.

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.

11-я ВСЕРОССИЙСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ МЕТАЛЛООБРАБОТКИ В ПРОМЫШЛЕННОСТИ НА СОВРЕМЕННОМ ЭТАПЕ»

27 марта 2013 г.

27 марта 2013 г., с 10-30 до 17-00 ч. – общее заседание в конференц-зале МВЦ «ITE Сибирская Ярмарка» в рамках Международной промышленной выставки MASHEX SIBERIA «Машиностроение. Металлообработка. Сварка. Металлургия - 2013» по адресу: г. Новосибирск, ул. Станционная, 104, МВК «Новосибирск Экспоцентр».

Тематика конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении;
- Металлообрабатывающее оборудование и инструменты;
- Материаловедение в машиностроении;
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении.

Организаторы конференции:

Новосибирский государственный технический университет, ОАО НПТ и ЭИ «Оргстанкинпром», ООО НПФ «Машсервисприбор», научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов», МВЦ «ITE Сибирская Ярмарка», Кузбасский государственный технический университет, Кузбасское региональное отделение РАЕ, Сибирский государственный индустриальный университет, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Бийский технологический институт АлтГТУ им. И.И. Ползунова, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томский политехнический университет.

Организационный комитет:

Сопредседатели оргкомитета:

- **Батаев А.А.**, главный редактор научно-технического и производственного журнала «Обработка металлов», профессор, д.т.н., проректор НГТУ (г. Новосибирск),
- **Коротков А.Н.**, академик РАЕ, профессор, д.т.н., зав. каф. КузГТУ (г. Кемерово).

Члены оргкомитета: **Атапин В.Г.**, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов», профессор, д.т.н., зав. кафедрой НГТУ (г. Новосибирск), **Афанасьев В.К.**, академик РАЕН, профессор, д.т.н., зав. каф. СибГИУ (г. Новокузнецк), **Буров В.Г.**, профессор, к.т.н., декан механико-технологического факультета НГТУ (г. Новосибирск), **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПФК «Машсервисприбор» (г. Новосибирск), **Гурьев А.М.**, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), **Кирсанов С.В.**, профессор, д.т.н., ТПУ (г. Томск), **Косов В.В.**, зам. ген. директора ОАО «Первый Кемеровский авторемонтный завод» (г. Кемерово), **Марков А.М.**, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), **Мещерякова Н.А.**, директор выставки, МВЦ «ITE Сибирская Ярмарка» (г. Новосибирск), **Овчаренко А.Г.**, профессор, д.т.н., зав. каф. БТИ АлтГТУ (г. Бийск), **Рахимьянов Х.М.**, профессор, д.т.н., зав. каф. НГТУ (г. Новосибирск), **Скиба В.Ю.**, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов», доцент, к.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), **Татаркин Е.Ю.**, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул).

Для участия в конференции и выпуска сборника тезисов докладов необходимо выслать в адрес Оргкомитета в срок до **1 февраля 2013 г.** следующие материалы:

- заявку на участие, где указать фамилию, имя и отчество, должность, ученую степень, звание, название организации, адрес, телефон, факс, e-mail, необходимость предоставления гостиницы;
- тезисы доклада с указанием необходимого демонстрационного оборудования.

Требования к тезисам докладов:

- объем до 4 машинописных страниц, MS Word; формат А4 (210×297 мм); поля – левое 3 см, остальные 2 см; ориентация – книжная, без переносов; шрифт Times New Roman 12, через 1 интервал. Заголовок – заглавными, выравнивание по центру. После названия статьи указываются инициалы, фамилия, должность, ученая степень и звание, место работы автора (авторов) – организация, город, адрес электронной почты;
- формулы, графики и таблицы должны быть в формате текстового файла MS Word и Excel четкими, выполненными с использованием компьютерного набора;
- материалы высылаются электронной почтой.

Тезисы докладов будут изданы в авторской редакции отдельным сборником к началу конференции. **Участие в конференции бесплатное.**

Материалы, присланные после 01 февраля 2013 года, к опубликованию не принимаются.

Адрес для направления тезисов докладов:

Россия, 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, корп. 5, к. 274
Новосибирский государственный технический университет,
заместители главного редактора журнала «Обработка металлов»:
Атапин Владимир Григорьевич,
зав. кафедрой теоретической механики и сопротивления материалов,
Скиба Вадим Юрьевич,
доцент кафедры проектирования технологических машин,
тел. (383) 346-17-77, 346-17-79, e-mail: obrmet@ngs.ru, metal_working@mail.ru