

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ISSN 1994-6309

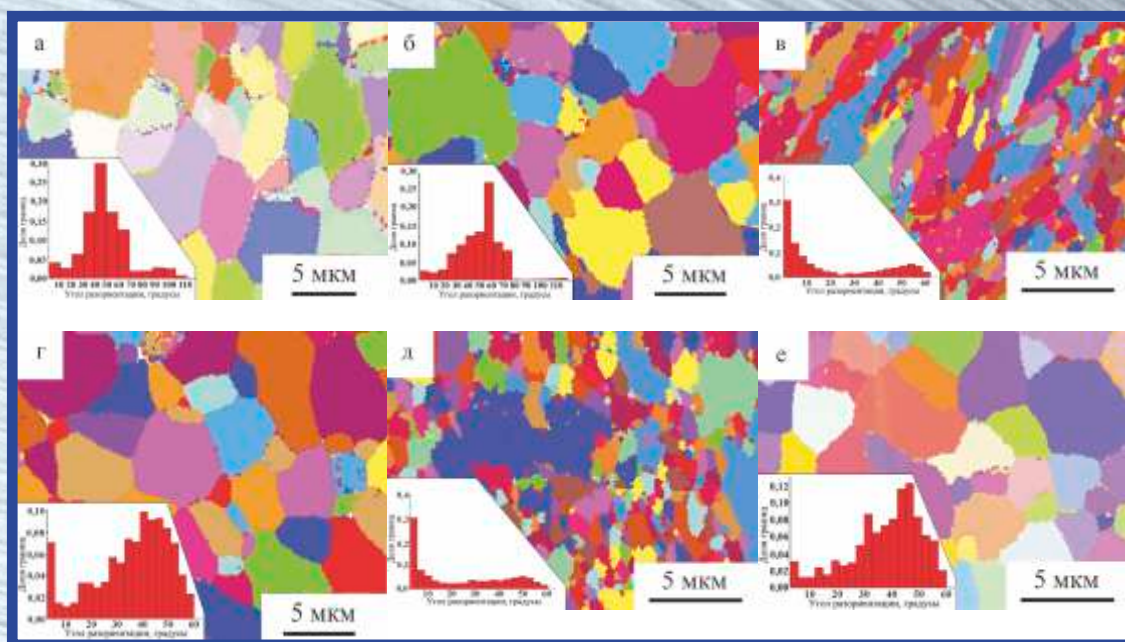
ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 1 (58)

ЯНВАРЬ—МАРТ 2013 г.

научно-технический и производственный журнал

Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



EBSD-карты зеренной структуры и распределение доли границ зерен по углам в стали 10Г2ФТ и стали 06МБФ после РКУП и последующих отжигов при 600 °С (а, в, д) и 700 °С (б, г, д): а, б – феррито-перлитное состояние; в, г – мартенситное состояние; д, е – ферритное состояние

НОВОСИБИРСК

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 1 (58) ЯНВАРЬ–МАРТ 2013 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; **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; **Рахимянов Х.М.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Сараев Ю.Н.**, профессор, д.т.н., ИФПМ СО РАН; **Смольников Н.Я.**, профессор, д.т.н., ВолгГТУ; **Суслов А.Г.**, профессор, д.т.н., Засл. деятель науки и техники РФ, БрянГТУ; **Татаркин Е.Ю.** профессор, д.т.н., АлтГТУ.

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 включен в Реферативный журнал и Базы данных 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:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 274, Атапин В.Г.

Тел. (383) 346-17-77

E-mail: obrmet@ngs.ru

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

Цена свободная

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

*За содержание рекламных материалов
ответственность несет рекламодатель.*

СОДЕРЖАНИЕ

ОБОРУДОВАНИЕ, ИНСТРУМЕНТЫ

Кудряшов Е. А., Смирнов И. М. Скоростное фрезерование резьбы вращающимися резцами	4
Атапин В.Г. К вопросу об оптимальном проектировании несущих конструкций тяжелого поворотного подвижного стола	9
Скребнев Г.Г., Ананьев А.С. Статические и кинематические задние углы по профилю зубьев червячно-модульных фрез с различными схемами резания	13

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Балахнин А.Н., Панов Д.О., Симонов Ю.Н., Никулина А.А. Зависимость уровня ударной вязкости конструкционной низкоуглеродистой стали от характера распределения микротвердости по сечению	18
Сизов И.Г., Полянский И.П., Мишигдоржийн У.Л., Махаров Д.М. Влияние состава насыщающих обмазок на структуру и свойства бороалитированного слоя	22
Чижов И.А., Березовская В.В., Макаров А.В., Худорожкова Ю.В. Оценка эксплуатационных свойств цинковых покрытий на муфтах насосно-компрессорных труб	26

ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Смагин Г.И., Яковлев Н.Д., Скиба В.Ю., Карпов Е.В., Мишанова Д.А., Нахимова Е.С., Цюпко А.Б. Особенности обработки длинных ножей на специальных заточных станках	32
---	----

ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ФЦП

Соскова Н.А., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Райков С.В., Иванов Ю.Ф., Лосинская А.А., Павлюкова Д.В. Электронно-пучковая обработка поверхности технически чистого титана VT1-0 после электровзрывного науглероживания совместно с оксидом циркония	37
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Найденкин Е.В., Добаткин С.В., Кошовкина В.С., Чумаченко А.Ю., Белоусова Н.С. Термическая стабильность субмикроструктурной структуры, сформированной методом равноканального углового прессования в низкоуглеродистых сталях с различным фазовым составом	42
Мартюшев Н.В., Петренко Ю.Н., Семенов И.В., Степанова Н.В. Влияние защитно-разделительных покрытий с нанопорошками на качество поверхности бронзового литья	48
Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Кривеженко Д.С. Структура и свойства электроэрозсионностойких покрытий, формируемых методом электровзрывного напыления	53

EQUIPMENT, INSTRUMENTS

Kudryashov E. A., Smirnov I. M. High-speed milling of the thread by rotating cutters	4
Atapin V.G. To the question of optimum design carrier constructions heavy moving-rotary table	9
Skrebnev G.G., Ananyev A.S. Static and kinematic rear corners on the profile of teeth of the spindle-modular cutters with various cutting schemes	13

MATERIAL SCIENCE

Balakhnin A.N., Panov D.O., Simonov U.N., Nikulina A.A. Dependence of level of impact strength constructional low-carbon steel from character of distribution of microhardness on cross section	18
Sizov I.G., Polyansky I.P., Mishigdorzhyn U.L., Makharov D.M. The influence of composition of saturating pastes on the structure and properties of the boron aluminized layer	22
Chizhov I.A., Berezovskaya V.V., Makarov A.V., Khudorozhkova Y.V. Evaluation of operational properties of zinc coating on couplings of tubing pipes	26

TECHNICAL INFORMATION

Smagin G.I., Yakovlev N.D., Skeebea V.Y., Karpov E.V., Mishanova D.A., Nakhimova E.S., Tsyupko A.B. Processing features of long cutters on special sharpening machines	32
---	----

FEDERAL TARGET PROGRAMME RESEARCH

Soskova N.A., Vaschuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Raykov S.V., Ivanov Yu.F., Losinskaya A.A., Pavliukova D.V. Electron-beam treatment of titanium VT1-0 surface after electroexplosive carburizing with zirconium oxide	37
Mayer G.G., Astafurova E.G., Dobatkin S.V., Naydenkin E.V., Koshoina V.S., Chumachenko A.Yu., Belousova N.S. Thermal stability of ultrafine-grained structure produced by equal channel angular pressing in Fe-Mn-V-Ti-0.1C and Fe-Mo-Nb-V-0.1C low-carbon steels with various phase composition	42
Martyushev N.V., Petrenko Yu.N., Semenov I.V., Stepanova N.V. Influence of casting coverings with nanopowders on bronze molding surface quality	48
Romanov D.A., Olesjuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Krivezhenko D.S. The structure and properties of the coating by means electrical explosive treatment	53

Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Мельников Е.В., Кретов Ю.Л., Никулина А.А., Великосельская Е.Ю. Влияние легирования алюминием на закономерности измельчения структуры монокристаллов аустенитной стали Гадфильда при кручении под давлением	58	Astafurova E.G., Tukeeva M.S., Melnikov E.V., Kretov Yu.L., Nikulina A.A., Velikosel'skaya A.Yu. The effect of aluminum on the regularities of structure refinement in single crystals of Hadfield steel under high-pressure torsion	58
Легостаева Е.В., Толкачева Т.В., Комарова Е.Г., Шаркеев Ю.П., Смирнов А.И., Батаев В.А., Яковлев В.И. Микроструктура и физико-механические свойства кальцийфосфатных покрытий, полученных методами микродугового оксидирования и детонационно-газового напыления	63	Legostaeva E.V., Tolkacheva T.V., Komarova E.G., Sharkeev Yu.P., Smirnov A.I., Bataev V.A., Yakovlev V.I. Microstructure, physical and mechanical properties of calcium-phosphate coating formed by micro-arc oxidation and method of detonation gas spraying	63
Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Колубаев А.В. Особенности излучения акустического сигнала при сухом трении скольжения	69	Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Kolubaev A.V. Features of acoustic signal emission in dry sliding friction	69
Перцев А.С., Панов Д.О., Ништа А.П., Симонов Ю.Н., Попелюх П.А., Плотникова Н.В. Формирование комплекса повышенных механических характеристик трубных заготовок из стали 20 методом механотермического воздействия	75	Pertsev A.S., Panov D.O., Nishta A.P., Simonov U.N., Popeluh P.A., Plotnikova N.V. Increased mechanical properties formation on 0.2 % carbon steel by integrated mechanical and heat treatment	75
Ковалевская Ж.Г., Хатькова А.В., Белявская О.В., Базаркина В.В., Толмачев А.И., Химич М.А. Влияние нагрева на фазовые превращения в геомодификаторе трения на основе слоистого гидросиликата	80	Kovalevskaya Zh.G., Hatkova A.V., Belavskaya O.A., Bazarkina V.V., Tolmachov A.I., Himich M.A. Influence of heating on phase transformations in geomodifiers of friction based on a layered hydrosilicate	80
Игнатов М.Н., Игнатова А.М., Артемов А.О., Чумаченко А.Ю., Шевцова Л.И. Изучение влияния оксидного состава и температуры на коэффициент термического расширения синтетических минеральных сплавов	86	Ignatov M.N., Ignatova A.M., Artemov A.O., Chumachenko A.J., Shevtsova L.I. Study of the influence of oxide composition and temperature on the thermal expansion coefficient of synthetic mineral alloys	86
Алексеев Н.С., Капорин В.А., Рязанов А.В., Ромашова Ю.Н. Исследование влияния глубины резания на износ абразивных материалов при обработке плазменных покрытий	90	Alexeev N.S., Kaporin V.A., Ryazanov A.V., Romashova Yu.N. The research of deep cutting on wear-out of abrasive material during polishing plasma coatings	90
Правила для авторов	95	Rules for authors	95

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

Подписано в печать 05.03.13. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 12.0. Уч.-изд. л. 22.32. Изд. № 28. Заказ 391. Тираж 1000 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

СКОРОСТНОЕ ФРЕЗЕРОВАНИЕ РЕЗЬБЫ ВРАЩАЮЩИМИСЯ РЕЗЦАМИ

*Е. А. КУДРЯШОВ, доктор тех. наук, профессор
И. М. СМИРНОВ, канд. техн. наук, доцент
(ЮЗГУ, г. Курск)*

Статья получена 25 января 2013 года

Кудряшов Е. А. – 305040, г. Курск, ул. 50 лет Октября, 94,
Юго-Западный государственный университет,
e-mail: Kea@swsu.ru

Приведены результаты аналитического исследования процесса скоростного фрезерования резьбы вращающимися резцами при внутреннем касании инструментальной головки с обрабатываемой поверхностью заготовки.

Ключевые слова: резьба, скоростное фрезерование, кинематика резания, параметры оборудования, метод работоспособности.

В отечественной технической литературе описание способа скоростного нарезания резьбы вращающимися резцами (вихревое нарезание резьбы) впервые дано С.С. Черниковым [1]. В монографии [2] есть ссылка на то, что этот способ образования резьбы был разработан в 1946 г. научно-исследовательским филиалом 8-го ГПИ и изучен на рубеже 1950-х гг. М.И. Басовым, Г.А. Глазовым, И.Г. Авксентьевым, М.Я. Левицким, Н.И. Резниковым, С.А. Розенбергом и др.

Значительный интерес ученых к проблеме скоростного нарезания резьбы был отражен в 50-х гг. прошлого столетия в диссертационных работах Н. П. Антонова, Е.С. Виксмана, Д.И. Кондрашова, В.Н. Мериина, С.А. Хмелевского, А.Н. Хрыкина и других авторов при изучении основных вопросов теории и практики резания резьбы вращающимися резцами из твердых сплавов.

Несмотря на ряд достоинств этот один из самых производительных способов скоростного фрезерования резьбы в дальнейшем не получил широкого распространения. Основная причина – низкая работоспособность резцов из твердых сплавов, являющаяся следствием кинематических особенностей процесса прерывистого резания при скоростном фрезеровании резьбы.

Процесс скоростного фрезерования резьбы вращающимися резцами может осуществляться как при внешнем, так и при внутреннем касании инструмента с заготовкой. Благодаря тому что

при внутреннем касании процесс резания протекает более спокойно, в условиях меньших ударных нагрузок предпочтение должно отдаваться схеме внутреннего касания (рис. 1). На рис. 1 обозначено: $n_{и(з)}$ – вращательное движение инструментальной головки (заготовки); $d_{и(з)}$ – наружный размер инструментальной головки (заготовки).

В приспособлении на базе суппорта токарно-винторезного станка мод. 16К20 вращение инструментальной головки вокруг своей оси $O_{и}$ осуществляется от электродвигателя через

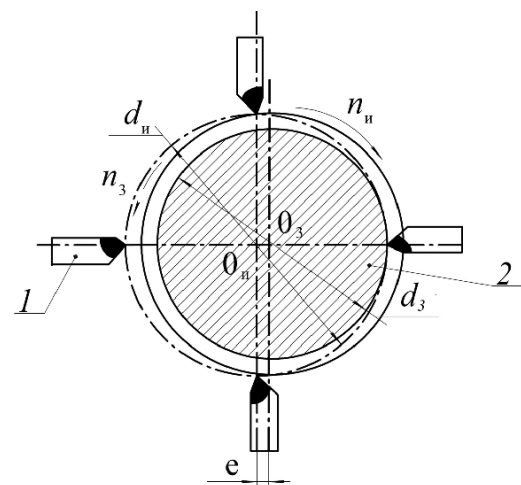


Рис. 1. Схема скоростного фрезерования резьбы при внутреннем касании инструментальной головки 1 (четыре резца) с обрабатываемой поверхностью заготовки 2

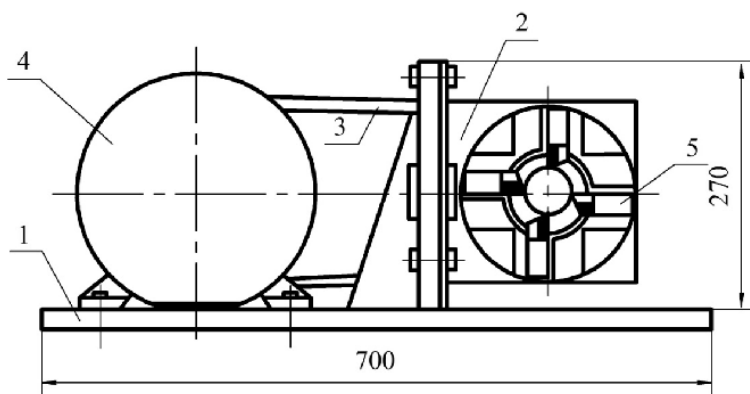


Рис. 2. Схема приспособления для скоростного нарезания резьб

клиноременную передачу (рис. 2). На рис. 2 приняты следующие обозначения: 1 – основание приспособления; 2 – инструментальная головка; 3 – клиноременная передача; 4 – электродвигатель; 5 – резцы из композита 10.

Круговое движение подачи сообщается заготовке от шпинделя станка (вращение заготовки происходит вокруг оси O_3 , смещенной относительно оси инструмента O_{II} на величину эксцентриситета e). Осевая подача инструментальной головке сообщается ходовым винтом станка (рис. 3).

В точке A резец входит в контакт с обрабатываемой поверхностью заготовки и совершает рабочее движение – резание на участке дуги контакта AB . За время одного оборота резца заготовка поворачивается на угол φ и круговая подача на резец соответствует участку окружности S_z . Пока резец совершает один оборот, кривая BC займет положение B_1C_1 , и при следующем заходе резец снимает очередную стружку на участке контакта AB .

Процесс скоростного фрезерования резьбы имеет прерывистый характер. На рис. 4 в точке D каждый резец инструментальной головки последовательно входит в контакт, врезаясь в заготовку, и на участке дуги контакта BD снимает стружку, причем толщина среза изменяется от нуля до максимума и снова до нуля. Многократно за период резания, попеременно врезаясь и выходя из контакта с заготовкой, каждый резец инструментальной головки испытывает на себе суммарное действие циклических, знакопеременных силовых и температурных нагрузок.

Учитывая эти обстоятельства, а также значительную хрупкость современных лезвийных инструментальных материалов, становится проблематичным не только достижение заданного качества и точности обработки, но и возмож-

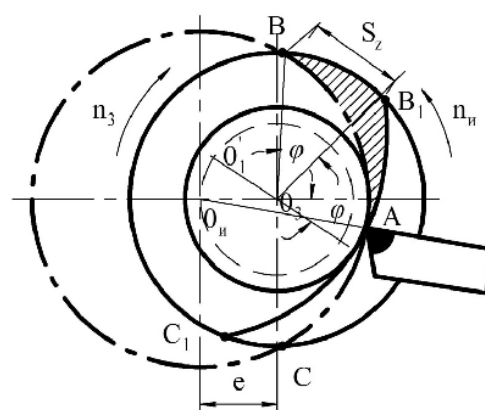


Рис. 3. Схема движения при внутреннем касании инструментальной головки с обрабатываемой поверхностью заготовки

ность осуществления самого процесса из-за отказов инструментов.

Проблема достижения высокой работоспособности инструмента в условиях скоростного и прерывистого резания может быть решена путем применения более стойкого, чем твердые сплавы, инструментального материала, при обеспечении гарантируемого запаса прочности режущей части за счет создания оптимальных условий контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью заготовки. Таким инструментальным материалом является композит. Высокая работоспособность различных марок композитов исследована на примерах точения, растачивания и торцового фрезерования как гладких, так и прерывистых наплавленных поверхностей, в том числе и конструктивно сложных поверхностей деталей [3].

Авторами разработан метод обеспечения высокой работоспособности лезвийного инструмента, позволяющий сочетанием геометрии

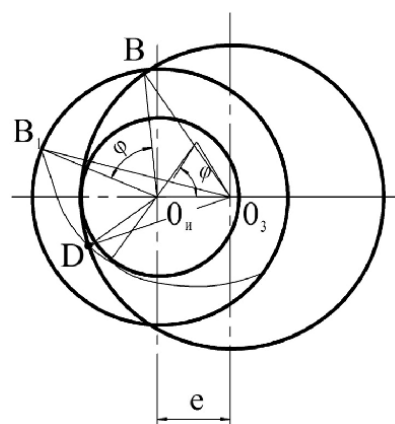


Рис. 4. Схема скоростного фрезерования резьбы при внутреннем касании инструментальной головки с обрабатываемой поверхностью заготовки

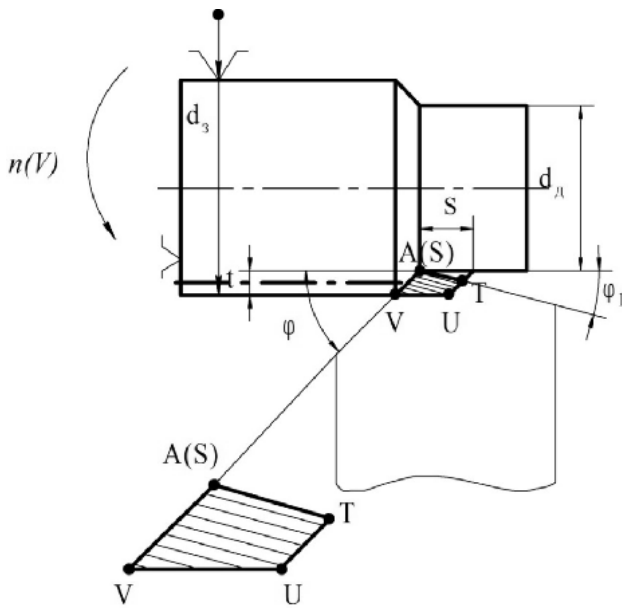


Рис. 5. Схема первоначального контакта вершины резца с обрабатываемой поверхностью заготовки

режущей части резца и регулируемым углом поворота инструментальной головки на требуемый угол встречи резца с обрабатываемой поверхностью заготовки создать оптимальные условия встречи (врезания) и последующего процесса обработки [3, 4].

Первоначальный контакт (врезание) может произойти в одном из девяти положений режущей части резца инструментальной головки относительно обрабатываемой поверхности заготовки, а именно: 1) точечный контакт: S, T, U, V; 2) линейный контакт: ST, TU, UV, VS; 3) плоскостной контакт: STUV (рис. 5).

Задачей исследования является нахождение оптимального сочетания геометрии режущей части инструмента и угла поворота α инструментальной головки, при котором обеспечивается требуемое условие контакта передней поверхности резца с обрабатываемой поверхностью заготовки.

Как следует из рис. 6, резец вступает в контакт с поверхностью заготовки в точке C и выходит из контакта в точке A. Для определения условий оптимального контакта найдем значения углов, характеризующих это положение. Из рис. 5 следует предположение о том, что этим условиям отвечает положение резца U (STUV), когда нагрузка при врезании резца в

заготовку равномерно распределяется по всей передней поверхности инструмента.

Рассмотрим положение вершины инструмента относительно обрабатываемой поверхности на этапе врезания, установившегося резания и выхода резца из контакта с заготовкой при условии, что угол поворота инструментальной головки $\alpha > 0$ (рис. 7).

На рис. 6 и 7: $r_g = O_{и}A$; $d = O_{и}P$; $AM = B$; $BN = B_1$; B и B_1 – положение вершины резца относительно обрабатываемой поверхности заготовки в зависимости от изменения толщины стружки по нормам к оси симметрии заготовки; $O_{и}B = r_g + a$; $O_3B = r_3$; a – толщина стружки.

Из треугольника $AO_{и}M$:

$$\operatorname{tg}\beta = \operatorname{tg}AO_{и}M = \frac{AM}{O_{и}M}, \quad (1)$$

где $O_{и}M = \sqrt{O_{и}A^2 - AM^2} = \sqrt{r_d^2 - b^2}$,

$$\operatorname{tg}\beta = \frac{b}{\sqrt{r_d^2 - b^2}}. \quad (2)$$

Из треугольника $BO_{и}N$:

$$\operatorname{tg}\beta' = \operatorname{tg}BO_{и}N = \frac{BN}{O_{и}N}, \quad (3)$$

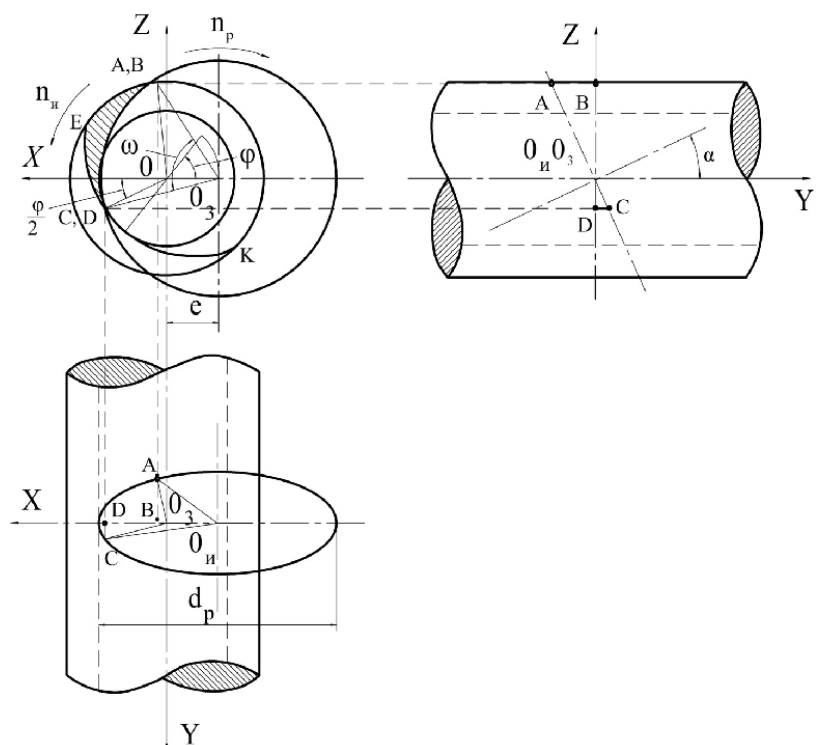


Рис. 6. Схема определения угла поворота заготовки между двумя касаниями резца

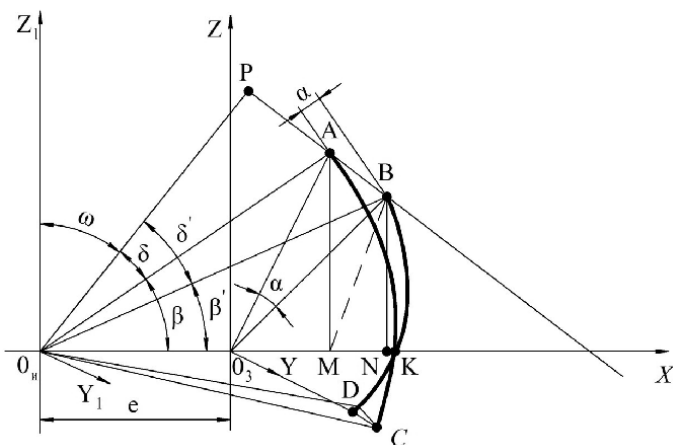


Рис. 7. Расчетная схема

где $O_n N = \sqrt{O_n B^2 - BN^2} = \sqrt{(r_d + a)^2 - b_1^2}$,

$$\operatorname{tg} \beta' = \frac{b_1}{\sqrt{(r_d + a)^2 - b_1^2}}. \quad (4)$$

Из треугольника $O_n AP$ следует:

$$\operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta \right) = \operatorname{tg} O_n AP = \frac{O_n P}{AP}, \quad (5)$$

где $AP = \sqrt{O_n A^2 - O_n P^2} = \sqrt{r_d^2 - d^2}$,

$$\operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta \right) = \frac{d}{\sqrt{r_d^2 - d^2}}, \quad (6)$$

Из треугольника $O_n BP$ следует:

$$\operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta' \right) = \operatorname{tg} O_n BP = \frac{O_n P}{BP} \quad (7)$$

где $BP = \sqrt{O_n B^2 - O_n P^2} = \sqrt{(r_d + a)^2 - d^2}$,

$$\operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta' \right) = \frac{d}{\sqrt{(r_d + a)^2 - d^2}}, \quad (8)$$

С учетом зависимостей (1)–(8) по формуле тангенса разности углов угол контакта ω (угол первоначальной встречи режущей части инструмента с заготовкой) определяется следующим образом:

$$\begin{aligned} \operatorname{tg} \omega &= \operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta - \beta \right) = \\ &= \operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta' - \beta' \right) = \operatorname{tg} \left(\left(\frac{\pi}{2} - \delta \right) - \beta \right) = \\ &= \operatorname{tg} \left(\left(\frac{\pi}{2} - \delta' \right) - \beta' \right) = \\ &= \frac{\operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta \right) - \operatorname{tg} \beta}{1 + \operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta \right) \operatorname{tg} \beta} = \frac{\operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta' \right) - \operatorname{tg} \beta'}{1 + \operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{2} - \delta' \right) \operatorname{tg} \beta'}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \operatorname{tg} \omega &= \frac{\frac{d}{\sqrt{r_d^2 - d^2}} - \frac{b}{\sqrt{r_d^2 - b^2}}}{1 + \frac{d}{\sqrt{r_d^2 - d^2}} \frac{b}{\sqrt{r_d^2 - b^2}}} = \\ &= \frac{d\sqrt{r_d^2 - b^2} - b\sqrt{r_d^2 - d^2}}{db + \sqrt{r_d^2 - d^2} \sqrt{r_d^2 - b^2}} = \\ &= \frac{d\sqrt{(r_d - a)^2 - b_1^2} - b_1\sqrt{(r_d - a)^2 - d^2}}{db_1 + \sqrt{(r_d + a)^2 - d_1^2} \sqrt{(r_d + a)^2 - b_1^2}}. \quad (9) \end{aligned}$$

Известно универсальное уравнение прямой на плоскости в координатных осях $\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \lambda$, позволяющее с помощью зависимостей (1)–(9) установить уравнения двух прямых на плоскости, выходящих из одной точки O_3 (центр заготовки) и дающих характеристику условиям контакта на входе (врезании) и выходе резца из заготовки [3, 4]:

$$\sin(\varphi + \varphi_1) \operatorname{tg} \gamma + \cos(\varphi + \varphi_1) \operatorname{tg} \lambda = \operatorname{tg} \beta \cdot \sin \varphi_1, \quad (10)$$

где

$$\operatorname{tg} \gamma = \frac{\operatorname{tg} \rho [\cos(\varphi + \varphi_1)]}{\cos \varphi_1 + \operatorname{tg} \beta \cdot \operatorname{tg} \varphi_1 \cdot \sin \varphi};$$

$$\operatorname{tg} \lambda = \frac{\operatorname{tg} \rho [\sin(\varphi + \varphi_1)]}{\cos \varphi_1 + \operatorname{tg} \beta \cdot \operatorname{tg} \varphi_1 \cdot \cos \varphi}.$$

В зависимостях (1)–(10): γ – передний угол резца; λ – угол наклона главной режущей кромки резца; ρ – угол, образованный передней поверхностью резца с осью $O_3 Y$; $\operatorname{tg} \rho = (ar_3) / \operatorname{tg} \alpha$; φ и φ_1 – углы резца в плане; r_3 – наружный радиус резцы; r_n – радиус окружности вершин резцов инструментальной головки.

Уравнение двух прямых на плоскости, описывающее с помощью зависимостей (1)–(10) условия контакта передней поверхности резца с обрабатываемой поверхностью, имеет вид:

а) на входе и выходе инструмента с заготовкой

$$\frac{\frac{ar_3}{\operatorname{tg} \alpha} [\cos(\varphi + \varphi_1)] \sin(\varphi + \varphi_1)}{\operatorname{tg} \varphi_1 \sin \varphi \left(\frac{d\sqrt{r_d^2 - b^2} - b\sqrt{r_d^2 - d^2}}{db + \sqrt{r_d^2 - d^2} \sqrt{r_d^2 - b^2}} \right) + \cos \varphi}. \quad (11)$$

б) при максимальной толщине стружки

$$\frac{\frac{ar_3}{\operatorname{tg}\alpha} [\cos(\varphi + \varphi_1)] \sin(\varphi + \varphi_1)}{\operatorname{tg}\varphi_1 \sin \varphi \left(\frac{d\sqrt{(r_d+a)^2 - b_1^2} - b_1\sqrt{(r_d+a)^2 - d^2}}{db_1 + \sqrt{(r_d+a)^2 - d^2}} \sqrt{(r_d+a)^2 - b_1^2} \right) + \cos \varphi} \quad (12)$$

Номограмма, построенная по методике [3, 4], характеризует все возможные условия контакта режущей части инструмента с обрабатываемой

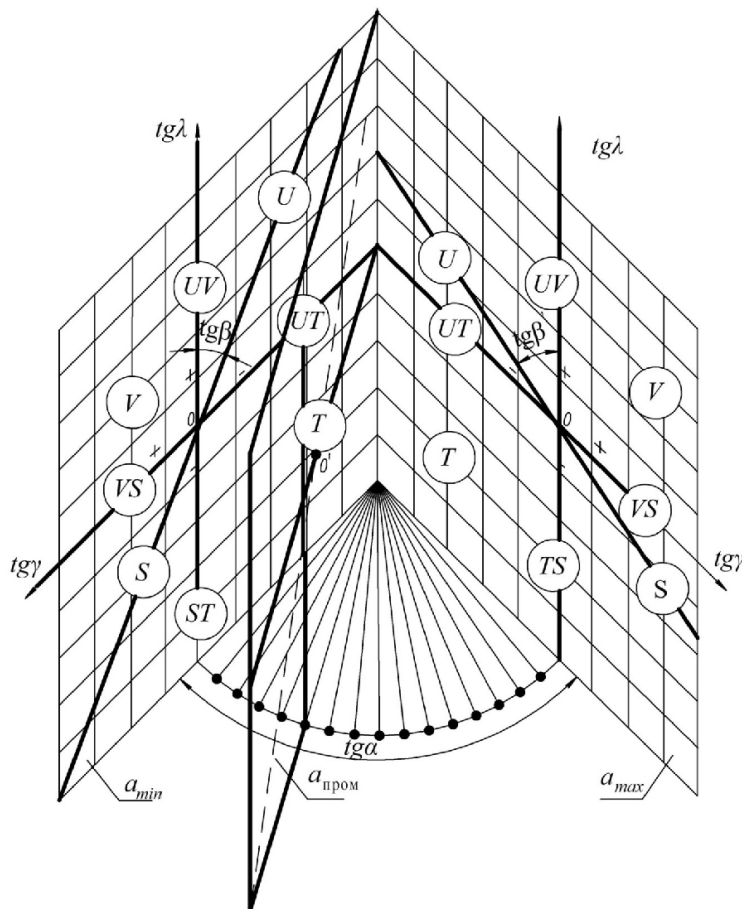


Рис. 8. Номограмма возможных условий контакта режущей части инструмента с обрабатываемой поверхностью заготовки

поверхностью заготовки. Из рис. 8 следует, что любые сочетания углов резца λ и γ , располагающиеся между линиями TU и UV, образуют наиболее благоприятные условия работы инструмента U(STUV). Все остальные варианты свидетельствуют об уменьшении работоспособности резцов из композита 10, а в зоне номограммы ST-TS, при отрицательных значениях углов λ и γ , инструмент не работоспособен (это вариант резания вершиной инструмента).

Таким образом, проблема достижения высокой работоспособности инструмента в условиях скоростного и прерывистого резания может быть решена путем применения более стойкого инструментального материала, чем твердые сплавы, при обеспечении гарантируемого запаса прочности и режущей части за счет создания оптимальных условий контакта резца с обрабатываемой поверхностью заготовки. Таким инструментальным материалом является композит 10, возможности которого изучены и применены на практике при обработке конструктивно сложных поверхностей деталей в осложненных технологических условиях [3, 4].

Список литературы

1. Черников С.С. Новые методы резьбообработки // Станки и инструмент. – 1946. – № 2, 3.
2. Левин Б.Г., Фраткин А.М. Скоростной метод нарезания резьбы. – М.: Машгиз, 1948.
3. Кудряшов Е.А. Обработка деталей инструментом из композитов в осложненных технологических условиях. – Чита: ЧитГУ, 2002. – Том 1. – 257 с.
4. Кудряшов Е.А. Обработка деталей инструментом из композитов в осложненных технологических условиях. – Чита: ЧитГУ, 2002. – Том 2. – 290 с.

High-speed milling of the thread by rotating cutters

E. A. Kudryashov, I. M. Smirnov

Results of analytical research of process of high-speed milling of a thread are given by rotating cutters in case of an internal contact of an instrumental head with a processed surface of preparation.

Key words: thread, high-speed milling, cutting kinematics, equipment parameters, working capacity method.

УДК 621.9.06

К ВОПРОСУ ОБ ОПТИМАЛЬНОМ ПРОЕКТИРОВАНИИ НЕСУЩИХ КОНСТРУКЦИЙ ТЯЖЕЛОГО ПОВОРОТНО-ПОДВИЖНОГО СТОЛА

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

Статья поступила 15 января 2013 года

630073, г. Новосибирск, пр. К. Марса, 20, Новосибирский государственный
технический университет, e-mail: obrmet@ngs.ru

На примере паллеты рассматривается оптимальное проектирование несущих конструкций тяжелого поворотного-подвижного стола. Обсуждаются две модели паллеты – модель кусочно-постоянной толщины и модель постоянной толщины в пределах заданных геометрических внешних размеров. Показано, что обе модели паллеты практически одинаковы по массе. Для практики рекомендуется модель постоянной толщины в пределах заданных трех взаимно перпендикулярных плоскостях.

Ключевые слова: многоцелевой станок, поворотный-подвижный стол, моделирование, несущие конструкции, метод конечных элементов, методы оптимизации.

Изменение положения в пространстве любой точки обрабатываемой детали, установленной на поворотном-подвижном столе (рис. 1), в процессе ее переориентации в рабочей зоне зависит:

- от жесткости стола и обрабатываемой детали,
- массы обрабатываемой детали и положения ее центра тяжести относительно оси поворота стола,
- величины и направления силы резания.

Указанные параметры, кроме жесткости стола, являются исходными при проектировании: часть из них определяется номенклатурой обрабатываемых деталей, другие – характеристиками станка и режущего инструмента. Жесткость стола, зависящую от жесткости паллеты, корпуса саней и станины, а также контактной жесткости стыков, необходимо обеспечить в процессе проектирования.

В компоновке стола реализованы такие решения несущей системы, при которых станина и сани испытывают под действием внешней нагрузки главным образом деформацию сжатия. Поэтому высота станины и саней назначается минимально допустимой по конструкторско-технологическим соображениям. Для паллеты

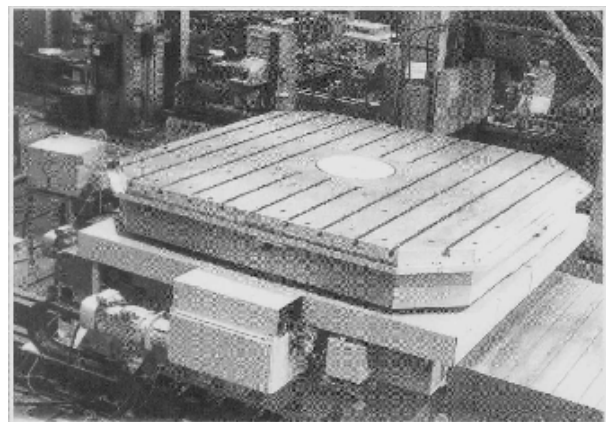


Рис. 1. Поворотный-подвижный стол

стола характерно преобладание деформации изгиба. В связи с тем что перемещения при изгибе существенно больше перемещений при сжатии [2] и, следовательно, жесткость несущей системы стола будет определяться в основном жесткостью паллеты, далее подробно рассматривается проектирование паллеты, как наиболее деформируемого элемента системы.

Серийная паллета (рис. 2) представляет собой пространственную тонкостенную конструкцию прямоугольной формы ячеистой структуры с размерами $L = 5,6$ м, $B = 3,6$ м, $H = 0,8$ м. По нижнему контуру паллеты расположены про-

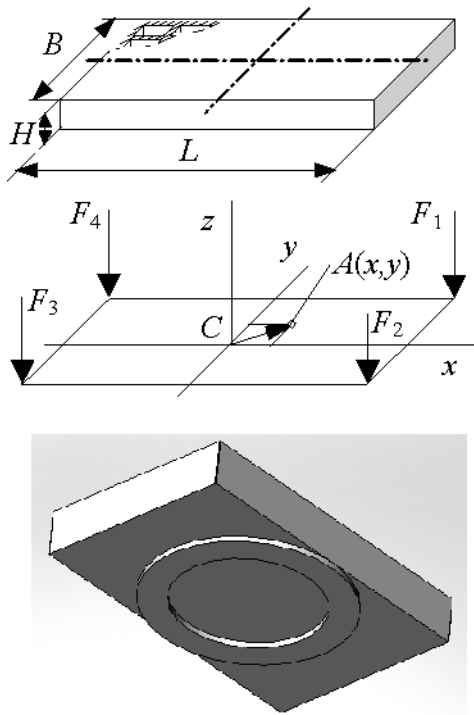


Рис.2. Паллета, расчетная схема ее поверхности и опорная поверхность

дольные и поперечные ребра прямоугольного поперечного сечения. Корпус паллеты опирается на направляющие саней кольцевого поперечного сечения (внешний диаметр 3,6 м). Основные параметры серийной паллеты рассчитаны в конструкторском бюро на основе технического расчета [1].

Расчетная схема паллеты строится на основе следующих положений.

1. Корпус паллеты моделируется пластинчатым прямоугольным и стержневым (ребра) конечными элементами.

2. Паллета опирается на жесткие круговые направляющие саней стола.

3. Расчетными нагрузками являются собственные веса паллеты и обрабатываемой детали (2 МН). 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.

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

в угловых точках паллеты получим на основе методов сопротивления материалов [2]:

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

В общем случае центр тяжести детали A (рис. 2) смещен в плоскости xy 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. Координаты точки A приложения результирующей нагрузки в этом случае:

$$x = L/20 = 5,6/20 = 0,28 \text{ м,}$$

$$y = B/30 = 3,6/30 = 0,12 \text{ м.}$$

Используя формулу (1), можно определить силы F_1, \dots, F_4 , приложенные в угловых точках паллеты.

Задача оптимального проектирования паллеты в явном виде формулируется следующим образом:

$$\text{минимизировать } \psi_0 = \rho \left(\sum_{i=1}^k V_i + \sum_{j=1}^m V_j \right) \quad (2)$$

при ограничениях:

$$\text{на перемещения } \psi_1 = 1 - \delta/[\delta] \geq 0,$$

$$\text{напряжения } \psi_2 = 1 - \sigma_{\text{экв}}/[\sigma] \geq 0,$$

$$\text{устойчивость } \psi_3 = 1 - n\sigma/\sigma_{\text{кр}} \geq 0,$$

$$\text{частоту } \psi_4 = p_1/[p_1] - 1 \geq 0$$

переменные

$$\text{проектирования } \psi_5 = 1 - V_i \geq 0, \quad i = 1, \dots, k,$$

$$\psi_6 = 1 - V_j \geq 0, \quad j = 1, \dots, m,$$

где k, m – число пластинчатых и стержневых конечных элементов (КЭ); ρ – плотность материала; V – объем конечного элемента; $\delta, [\delta]$ – расчетная и допускаемая относительная деформация, определяемая в направлении, перпендикулярном плоскости паллеты; $\sigma_{\text{экв}}, [\sigma] = 100 \text{ МПа}$ – эквивалентное и допускаемое напряжения; $n = 2$ – коэффициент запаса на устойчивость; $\sigma, \sigma_{\text{кр}}$ – сжимающее напряжение, действующее в плоскости КЭ, и критическое напряжение; $p_1, [p_1] = 12 \text{ Гц}$ – расчетное значение и нижняя граница (определяется частотой вращения шпинделя 500 мин^{-1} с отстройкой от резонанса 30 %) первой собственной частоты.

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

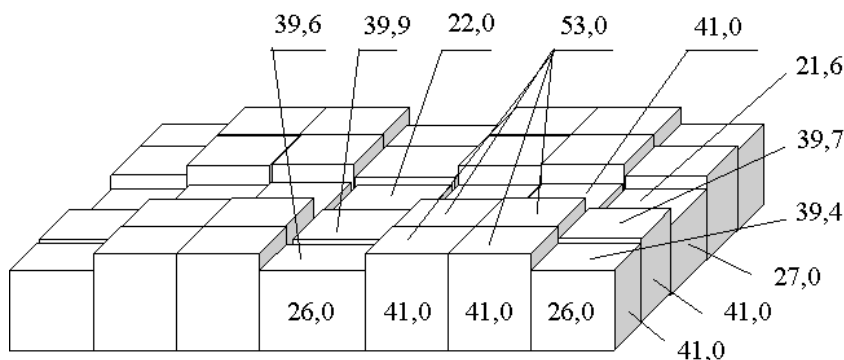


Рис. 3. Паллета кусочно-постоянной толщины.
Цифры обозначают толщину стенки и верхней плиты в миллиметрах

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

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

За целевую функцию задачи (2) здесь принята масса конструкции, так как, во-первых, рассматривается расчет конструкций массой несколько десятков тонн, во-вторых, на такие критерии, как жесткость (перемещения), прочность (напряжения) и другие можно назначить допускаемые значения.

Задача (2) решается методом штрафных функций [3] в форме

$$\varphi = \psi_0 / \psi_0^H + r \sum_{i=1}^4 (1 / \psi_i) \quad (3)$$

где ψ_0^H – начальная масса серийной конструкции паллеты до оптимизации; r – малый положительный параметр. Решение задачи получается безусловной минимизацией функции (3) для убыва-

ющей последовательности значений параметра r методом Давидона–Флетчера–Пауэлла [3].

При оптимизации паллеты исследовались два варианта изменения переменных проектирования:

- толщина постоянна в пределах отдельного конечного элемента;
- толщина постоянна для группы конечных элементов: 1-я группа – пластинчатые конечные элементы (КЭ) в плоскостях xz и yz , 2-я – пластинчатые КЭ в плоскости xy , 3-я – стержневые КЭ.

Результаты оптимизации по модели (2) для двух вариантов расчетной схемы представлены на рис. 3, 4 и в таблице. Для паллеты

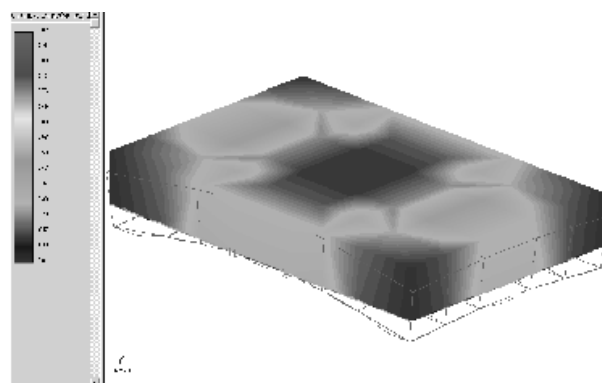


Рис. 4. Деформированное состояние паллеты постоянной толщины для группы КЭ

Результаты оптимизации паллеты

Проект паллеты	Толщина, мм				Наибольшее вертикальное перемещение, мм	Масса, т
	верхняя плита	боковая стенка	внутренняя стенка	ребро		
Серийный	60,0	60,0	50,0	60,0	0,249	38,12
Оптимальный постоянной толщины	29,0	36,3	36,3	69,5	0,452	24,59
Оптимальный кусочно-постоянной толщины	Рис. 3				0,438	25, 20

кусочно-постоянной толщины (рис. 3) наибольшие значения по толщине КЭ наблюдаются в зоне опирания паллеты на круговые направляющие саней стола. Результаты расчета паллеты постоянной толщины представлены в работе [4].

Таким образом, проведенные расчеты двух моделей паллеты показали, что оба варианта дали практически одинаковые значения целевой функции. Однако для практики более технологичной является вторая модель паллеты – модель с постоянной толщиной в пределах данной плоскости.

Список литературы

1. Каминская В.В., Левина З.М., Решетов Д.Н. Станины и корпусные детали металлорежущих станков. – М.: Машгиз, 1960. – 362 с.
2. Атапин В.Г., Пель А.Н., Темников А.И. Сопротивление материалов. Базовый курс. Дополнительные главы: учебник. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2011. – 508 с. – («Учебники НГТУ»).
3. Реклейтис Г., Рейвиндран А., Рэгсдел К. Оптимизация в технике: В 2 кн. – М.: Мир, 1986. – Кн. 1. – 350 с. – Кн. 2. – 320 с.
4. Атапин В.Г. Расчетное проектирование несущих конструкций тяжелых многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3 (52). – С. 27 – 34.

To the question of optimum design carrier constructions heavy moving-rotary table

V.G. Atapin

On an example pallets optimum design of carrier system of a heavy moving-rotary table is considered. Two models pallets – model of piecewise and constant thickness and model of constant thickness within the set geometrical external sizes are discussed. It is shown that both models pallets are almost identical on weight. For practice the model of constant thickness within the set three mutually perpendicular planes is recommended.

Key words: heavy multi-purpose machine tool, moving-rotary table, modeling, carrier constructions, finite element method, optimization methods.

СТАТИЧЕСКИЕ И КИНЕМАТИЧЕСКИЕ ЗАДНИЕ УГЛЫ ПО ПРОФИЛЮ ЗУБЬЕВ ЧЕРВЯЧНО-МОДУЛЬНЫХ ФРЕЗ С РАЗЛИЧНЫМИ СХЕМАМИ РЕЗАНИЯ

*Г.Г. СКРЕБНЕВ, канд. техн. наук, доцент
А.С. АНАНЬЕВ, канд. техн. наук, доцент
(ВолгГТУ, г. Волгоград)*

Статья получена 24 декабря 2012 года

Скребнев Г.Г. – 400005, г. Волгоград, пр. Ленина, 28,
Волгоградский государственный технический университет, e-mail: stanki@vstu.ru

Рассматриваются вопросы изменения статических задних углов по профилю зуба стандартных червячно-модульных фрез и фрез с модифицированным профилем в процессе обработки. Показано, что сам по себе кинематический задний угол существенного влияния на износ зубьев фрез не оказывает, так как его значения находятся в пределах минимально необходимых для нормальной работы инструмента.

Ключевые слова: червячная фреза, профиль зуба, износ, задний угол, расчет, схема резания.

В работах авторов, исследующих причины неравномерного износа по профилю зубьев червячных фрез, отмечается, что значительное влияние на износ оказывает изменение действительных геометрических параметров зубьев фрез в процессе обработки [1–7].

Задний угол α оказывает наибольшее влияние на процессы, протекающие на задней поверхности зуба. На макроуровне с увеличением α увеличивается объем истираемого материала при одинаковой величине линейного износа по задней поверхности. Кроме того, возрастает свобода перемещений задней поверхности относительно поверхности резания и облегчается доступ СОТС. На микроуровне – уменьшается зона контакта и контактные явления в зоне резания, что снижает силы трения и деформацию прилегающих к этой зоне зерен. На субатомном уровне – отдалляется порог рекристаллизации инструментального материала за счет уменьшения тепловыделений при снижении силы трения и деформаций в зоне резания, что уменьшает пластическое течение и абразивное истирание задней поверхности. Шероховатость обработанной поверхности существенно зависит от трения и контактных явлений, протекающих вдоль задней поверхности. Однако увеличение α приводит к

уменьшению угла заострения режущего клина, снижению теплоемкости зуба, увеличению радиуса округления режущих кромок.

В результате ранее проведенных многочисленных экспериментов было сделано заключение, что у стандартных червячных фрез совершенно недостаточна величина заднего угла, особенно для угловых и боковых режущих кромок. Следовательно, изменение их в процессе резания даже на доли градуса заметно скажется на характере износа инструмента.

Разработанная в Волгоградском государственном техническом университете методика автоматизированного расчета кинематических задних углов зубьев червячных зуборезных фрез и созданное на ее основе программное обеспечение позволили проанализировать кинематические геометрические параметры (прежде всего, кинематические задние углы) червячных зуборезных фрез с различными схемами резания. Для проведения численного эксперимента были выбраны (наряду со стандартными) достаточно распространенные фрезы с вершинонагруженной и прогрессивной схемами резания и фрезы со стружкоразделительными элементами в виде фасок – фрезы переменного резания и с перекрывающимися профилями. Моделировалось фрезерование прямозубых зуб-

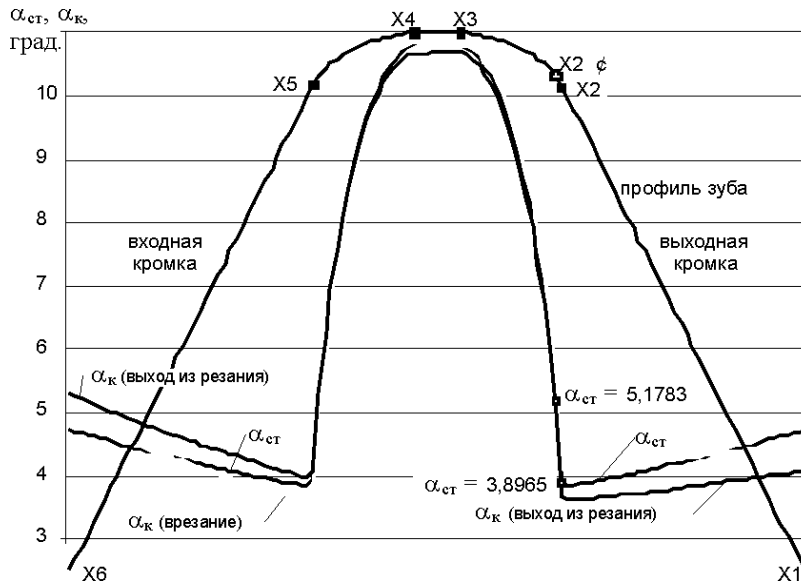


Рис. 1. Статические ($\alpha_{ст}$) и кинематические (α_k) задние углы по профилю центрального зуба стандартной фрезы

чатых колес на полную высоту зуба со встречной и попутной подачами.

Исследователи, изучавшие причины неравномерного износа по профилю зуба фрезы с точки зрения различия геометрических параметров инструмента в статике и кинематике, высказывали предположение, что в процессе обработки задние углы принимают значения, близкие к нулю, а иногда и отрицательные, и что это является причиной повышенного износа выходной задней поверхности зуба. Но такое предположение не нашло подтверждения в нашем исследовании. На рис. 1 представлены задние углы в статике и кинематике, рассчитанные для центрального зуба стандартной фрезы ($m = 5$ мм, $z = 20$, $z_0 = 10$, s_0 (встречная) = 2 мм/об).

Из графиков видно, что на точки сопряжения боковых кромок с радиусными уголками (X2 и X5) приходится минимум заднего угла как в статике, так и в кинематике. При врезании зуба выходной уголок (точка X2) режет с увеличенными задними углами, а входной (точка X5) – с уменьшенными; при выходе из резания – наоборот. Кинематические задние углы на радиусных кромках незначительно отличаются от углов в статике. Но даже в точке X2', отстоящей от точки сопряжения X2 на 0,085 мм к оси зуба, задние углы больше на $1,25^\circ$.

Далее (рис. 2 и 3) рассмотрены зависимости статических и кинематических задних углов по профилю зубьев фрез с различными схемами резания.

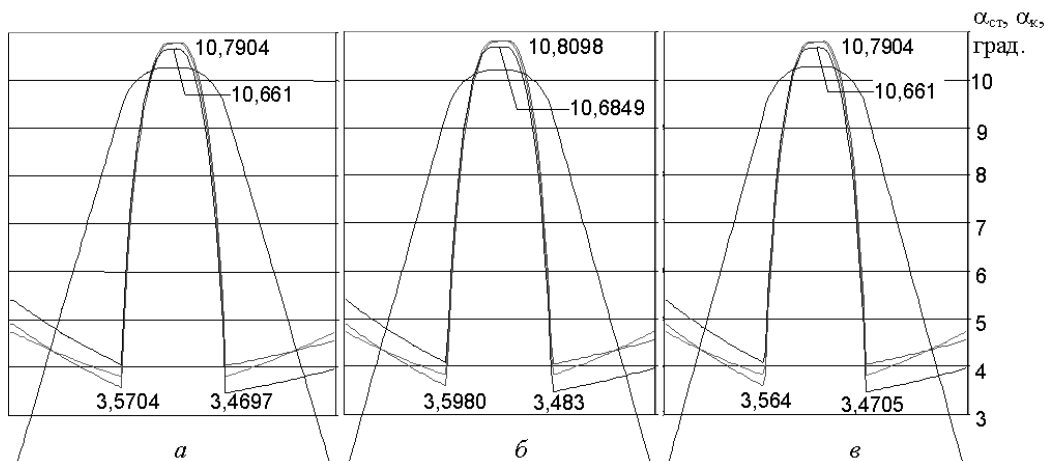


Рис. 2. Статические ($\alpha_{ст}$) и кинематические (α_k) задние углы по профилю центрального зуба фрезы:

a – прогрессивной; *b* – стандартной; *v* – вершинонагруженной

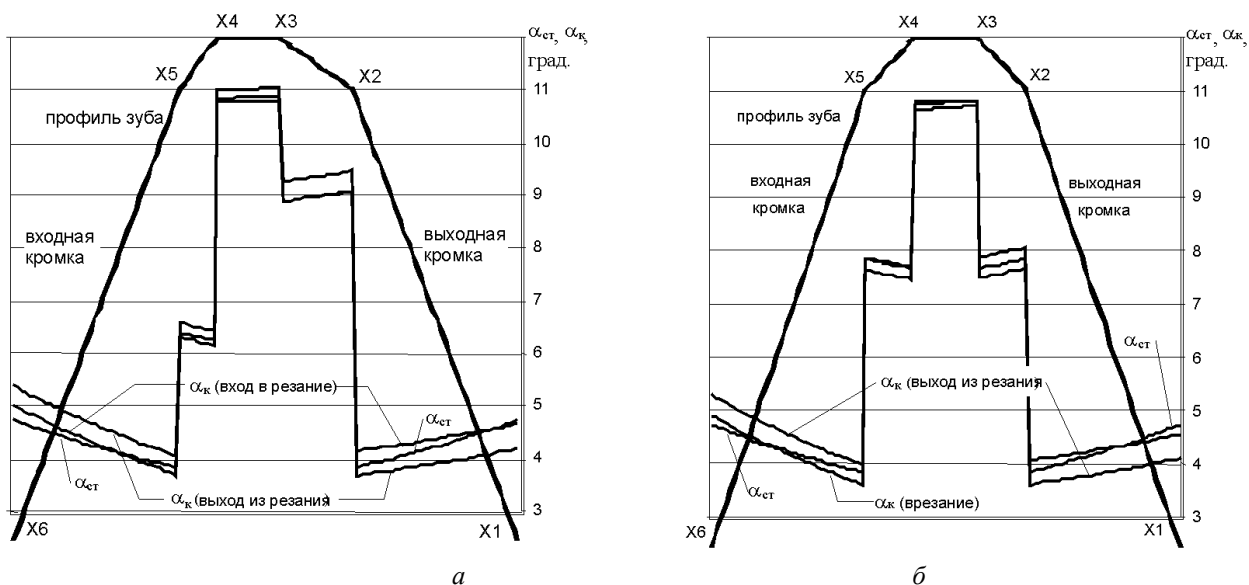


Рис. 3. Статические ($\alpha_{ст}$) и кинематические (α_k) задние углы по профилю центрального зуба фрезы:
 а – с перекрывающимися фасками; б – с равными фасками

Анализ графиков показал, что у фрез с прогрессивной, вершинонагруженной и попеременнонагруженной схемами резания задние углы практически не отличаются от задних углов зубьев стандартных фрез.

У фрез со стружкоразделительными элементами в виде фасок на модифицированных участках профиля величина заднего угла увеличивается, однако в точках X2 и X5, где задний угол

минимален, значения углов такие же, как у фрез со стандартной схемой резания.

Таким образом, сам по себе кинематический задний угол существенного влияния на износ зубьев фрез не оказывает, так как его значения находятся в пределах, минимально необходимых для нормальной работы инструмента. В процессе работы зуба задние поверхности начинают постепенно изнашиваться, что приводит к уменьшению

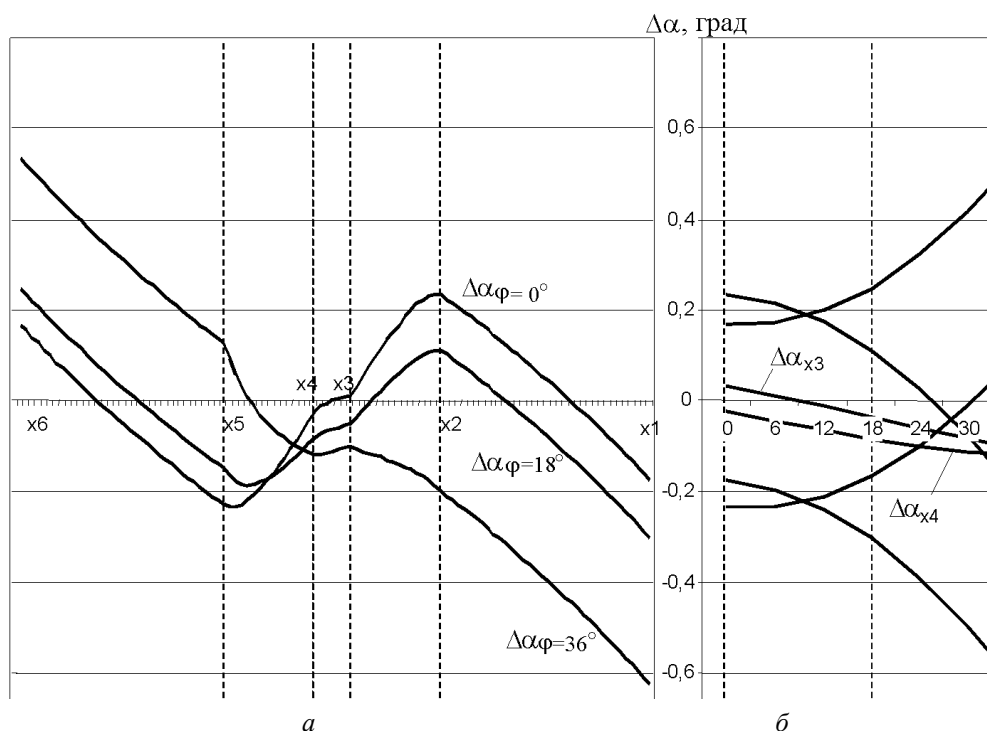


Рис. 4. Зависимость $\Delta\alpha$ от угла поворота фрезы:
 а – по профилю зубьев; б – в узловых точках

статического заднего угла. Чем меньше значение заднего угла в статике, тем больше сказывается влияние кинематического угла на износ, и при некотором критическом значении (близком к нулю) топография износа зуба по профилю будет зависеть от разницы между значениями заднего угла в статике и кинематике $\Delta\alpha$ ($\Delta\alpha = \alpha_{ст} - \alpha_{к}$).

Изменение $\Delta\alpha$ в зависимости от поворота фрезы показано на рис. 4. Из рассмотрения графиков следует, что по мере поворота фрезы кинематические задние углы на входной кромке увеличиваются, а на выходной уменьшаются.

На рис. 5 представлены графики изменения $\alpha_{к}$ и $\Delta\alpha$ от положения зуба относительно межосевого перпендикуляра, т. е. от номера зуба, из которых следует, что зубья на входном участке фрезы (с отрицательными номерами), первыми вступающие в резание, имеют увеличенные задние углы по сравнению с профилирующими зубьями на выходном участке фрезы. Причем на вершинной кромке перепад более существен, чем на боковых кромках, что сказывается на форме кривой изменения $\Delta\alpha$ по профилю зуба в зависимости от его номера. Моделирование изменения $\Delta\alpha$ в зависимости от числа зубьев нарезаемого колеса z показало, что отчетливо просматривается тенденция к уменьшению разности между значениями заднего угла в статике и кинематике при увеличении z . И, наоборот, чем меньше z , тем сильнее растет разность $\Delta\alpha$.

С увеличением модуля $|\Delta\alpha|$ линейно возрастает во всех точках профиля, однако в точках X2,

X3 (выходной уголок) углы возрастают, а в точках X4, X5 (входной уголок) уменьшаются. Известно, что от модуля зависит также ряд конструктивных параметров фрезы, например, наружный диаметр d_{a0} и число стружечных канавок фрезы z_0 . Увеличение наружного диаметра фрезы вызывает уменьшение кинематического заднего угла на выходной кромке зубьев и на входной у основания; на входном уголке, напротив, $\alpha_{к}$ уменьшается. На изменение заднего угла на вершинных кромках увеличение диаметра d_{a0} практически не влияет. При увеличении числа заходов n_{z0} задние углы на выходных кромках зубьев увеличиваются, а на входных уменьшаются, достигая отрицательных значений. На вершинных кромках $\alpha_{к}$ уменьшается по мере увеличения n_{z0} , но это влияние не так велико, как на боковых.

Изменение подачи по-разному влияет на изменение задних углов в кинематике в зависимости от положения зуба фрезы. Чем больше повернут зуб от плоскости межосевого перпендикуляра, тем больше сказывается влияние подачи на величину заднего угла. Зависимость кинематического угла от подачи линейна, причем учитывается и направление подачи: встречная – положительная, попутная – отрицательная.

На графиках (рис. 6) показаны зависимости $\Delta\alpha$ от подачи при различных углах поворота фрезы. Если в плоскости межосевого перпендикуляра ($\varphi = 0^\circ$) подача практически не влияет на изменение $\Delta\alpha$, при $\varphi = 10^\circ$ это влияние незначительно (в пределах $0,05^\circ$ при изменении

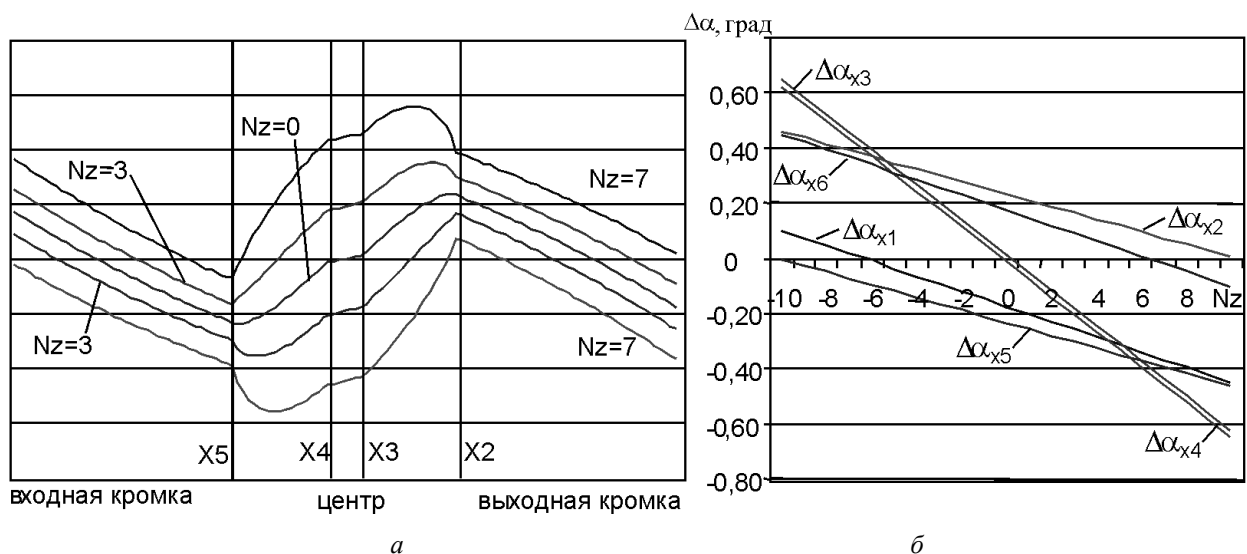


Рис. 5. Значение $\Delta\alpha$ в зависимости от номера зуба:

a – по профилю зубьев; b – в узловых точках

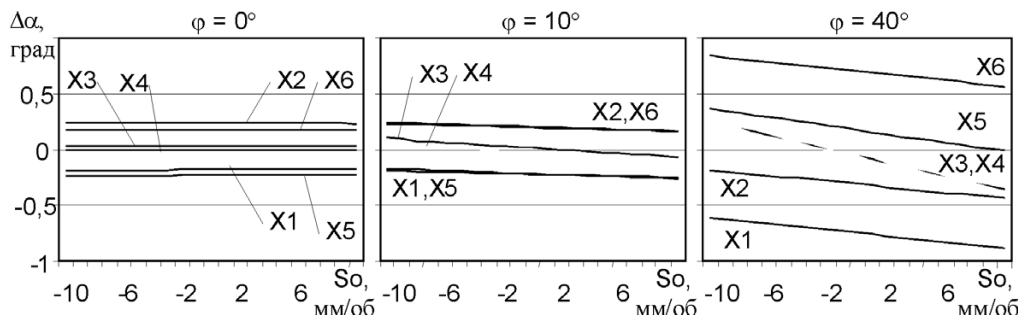


Рис. 6. Зависимость $\Delta\alpha$ от подачи в узловых точках профиля при различных углах поворота фрезы

подачи на 10 мм/об), то на выходе из резания ($\varphi = 40^\circ$) при изменении подачи на 2 мм/об угол изменяется до $0,1^\circ$ на вершинной кромке и до $0,04^\circ$ на боковых кромках. Интересен тот факт, что при попутной подаче величина заднего угла увеличивается, а при встречной – уменьшается, что помимо других факторов способствует увеличению стойкости червячных фрез при работе с попутной подачей.

Таким образом, комплекс полученных результатов убедительно подтверждает адекватность используемых методик по имитационному моделированию процесса зубофрезерования и расчетных методик по определению величины вершинных и боковых задних углов зубьев червячно-модульных фрез, а также правильность защищаемого тезиса: кинематический задний угол существенного влияния на износ зубьев фрез не оказывает.

Список литературы

1. Смольников Н.Я., Скребнев Г.Г., Крылов А.Д. Анализ процесса стружкообразования с использованием ЭВМ // Fundamental and applied technological problems of machine building. Technology-2000: Trans. Collection Int. Sci.-Techn. Conf., 28-30 Sept. 2000 / Oryol state technical university и др. – Oryol, 2000. – Part II. – С. 202–205.
2. Смольников Н.Я., Скребнев Г.Г., Крылов А.Д. Влияние параметров срезаемого слоя на износ зубьев

червячных зуборезных фрез // Вестник Читинского государственного университета. Гуманитарные науки. Технические науки. Естественные науки / ЧитГТУ. – Чита, 2001. – Вып. 21. – С. 137–146.

3. Смольников Н.Я., Скребнев Г.Г., Крылов А.Д. Зависимость износа по профилю зубьев червячных фрез от условий резания // Вестник Читинского государственного университета. Гуманитарные науки. Технические науки. Естественные науки / ЧитГТУ. – Чита, 2001. – Вып. 21. – С. 133–137.

4. Смольников Н.Я., Скребнев Г.Г., Крылов А.Д. Методика автоматизированного расчета кинематических задних углов зубьев червячных зуборезных фрез // Прогрессивные технологии в машиностроении: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – Вып. 5. – С. 90–96.

5. Плосков В.А. Геометрия режущих лезвий червячных фрез // Труды Уральского политехнического института. Вопросы технологии машиностроения. – 1956. – № 80. – С. 33–48.

6. Липатов А.А., Чигиринский Ю.Л., Кормилицын С.И. Исследование характера контактного взаимодействия на площадке износа задней поверхности инструмента при резании аустенитной стали // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. (Сер. Прогрессивные технологии в машиностроении. Вып. 7). – Волгоград, 2011. – № 13 (86). – С. 27–30.

7. Sulzer G. Leistungssteigerung bei der Zylinderherstellung durch genaue Erfassung der Zerspännkinematik. Aachen, 1973, p.156 (Перевод № А-68664).

Static and kinematic rear corners on the profile of teeth of the spindle-modular cutters with various cutting schemes

G.G. Skrebnev, A.S. Ananyev

The article takes up the issues around changing of static rear corners on the profile of tooth of the standard spindle-modular cutters and cutters with modified profile in the manufacturing process. It is shown, that in itself kinematic rear corner doesn't have significant impact on tear and wear of the tooth of the milling cutters as its values are within the minimum required for the normal operation of the instrument.

Key words: worm milling, tooth profile, tear and wear, rear corner, calculation, cutting scheme.

ЗАВИСИМОСТЬ УРОВНЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ОТ ХАРАКТЕРА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО СЕЧЕНИЮ*

А.Н. БАЛАХНИН, аспирант

Д.О. ПАНОВ, ст. преп.

*Ю.Н. СИМОНОВ, доктор техн. наук, профессор
 (ПНИПУ, г. Пермь)*

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

Статья поступила 20 ноября 2012 года

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

Исследована взаимосвязь распределения микротвердости по сечению прутков стали 15Х3Г3МФ после различных режимов обработки и уровня ударной вязкости, а также макрорельефа излома образцов после испытаний на КСТ.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, пакетный мартенсит, микротвердость, ударная вязкость, радиальная ковка.

Введение

Диспергирование структуры стали является самым распространенным способом улучшения эксплуатационных свойств стали, так как реализуемый при этом зернограницно-субструктурный механизм упрочнения – единственный из известных приводит к повышению как характеристик прочности, так и характеристик пластичности материалов.

Перспективным промышленным способом диспергирования структуры низкоуглеродистых мартенситных сталей является совмещение холодной пластической деформации (ХПД) методом радиальнойковки (РК) и последующей термической обработки.

Целью данной работы является установление взаимосвязи между характером распределения микротвердости по сечению и уровнем ударной вязкости стали 10Х3Г3МФ после различных режимов деформационно-термической обработки.

Материалы и методики проведения исследований

Материалом для исследования выбрана низкоуглеродистая системнолегированная сталь 15Х3Г3МФ со следующим химическим составом, % (масс.): 0,09 С; 2,75 Mn; 2,76 Cr; 0,41 Mo; 0,37 Si; 0,19 Ni; 0,12 V; 0,002 Ti; 0,011 S; 0,021P.

Вследствие высокой устойчивости переохлажденного аустенита в исследуемой стали при охлаждении на воздухе с температур горячейковки по всему сечению сформирована структура пакетного мартенсита (далее по тексту – «исходно закаленное состояние»).

Далее сталь 15Х3Г3МФ со структурой пакетного мартенсита подвергали ХПД на радиально-ковочной машине SXP 16 с круга диаметром 19 мм на круг 12 мм, что составило 60 % деформации (далее по тексту – «холоднодеформированное состояние»). В качестве степени пластической деформации принимали

* Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 14.В37.21.1638 «Разработка технологии получения высокопрочных наноструктурных конструкционных низкоуглеродистых сталей с износостойкими наноструктурированными покрытиями».

величину укова ϵ , определяемую по результатам изменения площади поперечного сечения образца до и послековки.

Термическую обработку холоднодеформированной (РК 60 %) стали 15ХЗГЗМФ проводили по следующим режимам:

– рекристаллизационный отжиг 550 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе («РК60 % + отжиг 550 °С»);

– интенсивная термическая обработка – нагрев со скоростью 80...90 °С/с в соляной ванне до температур 900 и 1000 °С, выдержка 35 с, охлаждение в воде (обозначение «РК60 % + нагрев 900 °С», «РК60 % + нагрев 1000 °С» соответственно).

Микродюрметрические исследования проводили в соответствии с ГОСТ 9450–76 на автоматическом микротвердомере для проведения испытаний по Виккерсу DuraScan 70 по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 2Н. Измерения на каждом образце проводили по двум взаимно перпендикулярным диаметрам от края до края образца. Шаг между точками измерений составлял 0,3 мм.

Испытания на ударный изгиб осуществляли на маятниковом копре МК-30 в соответствии с ГОСТ 9454 – 78 на образцах с усталостной трещиной типа 17. Усталостную трещину растили на вибраторе Дроздовского.

Электронно-фрактографические исследования велись на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 при увеличениях до 15 000 крат и ускоряющем напряжении 30 кВ.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты анализа структуры стали 15ХЗГЗМФ в исходно закаленном состоянии и после ХПД методом РК [1] показали, что распределение микротвердости по сечению исходно закаленного прутка однородно и находится на уровне около 390 НВ. Ударная вязкость КСТ исходного горячекованного прутка составляет 0,21 МДж/м² (см. таблицу), а макрорельеф изло-

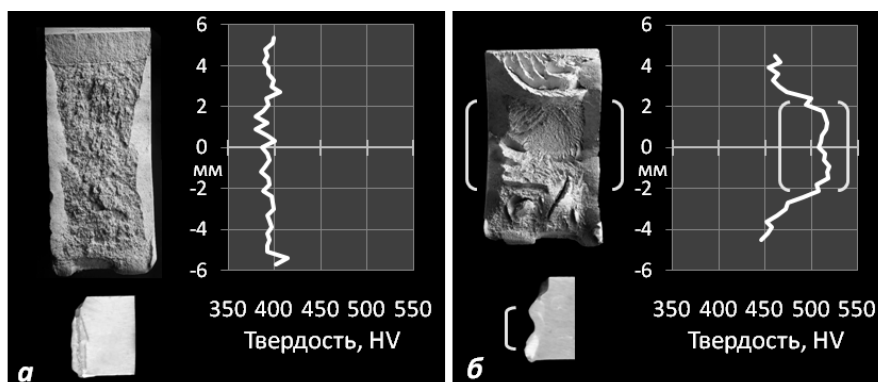


Рис. 1. Излом стали 15ХЗГЗМФ после испытаний на КСТ и распределение микротвердости по сечению образца в исходно закаленном состоянии (а) и после ХПД 60 % методом РК (б), $\times 8$

ма характеризуется наличием областей боковой утяжки и развитой плоской однородной по всему сечению центральной областью (рис. 1, а).

Холодная пластическая деформация 60 % методом РК приводит к повышению общего уровня твердости (рис. 1, б), но при этом меняется характер её распределения по сечению образца: формируются две области материала – сердцевина и периферия. Сердцевина отличается высоким и однородным уровнем твердости порядка 510 НВ. На периферии микротвердость неоднородна и плавно снижается в направлении от центра к краям образца. В сравнении с исходно закаленным состоянием ударная вязкость после РК 60 % возрастает более чем в 2,5 раза и достигает значений 0,55 МДж/м² (см. таблицу).

Значения ударной вязкости после различных режимов деформационно-термической обработки

Режим обработки стали 15ХЗГЗМФ	КСТ, МДж/м ²
Исходное закаленное состояние	0,21
ХПД 60 % методом РК	0,55
ХПД 60 % методом РК + отжиг 550 °С	0,63
ХПД 60 % методом РК + нагрев 900 °С	0,91
ХПД 60 % методом РК + нагрев 1000 °С	1,15

Фрактографический анализ показал, что при разрушении в условиях динамических испытаний стали 15ХЗГЗМФ, подвергнутой ХПД 60 % методом РК, трещина изменяет направление движения в пограничных местах между сердцевиной и периферией. В результате такого движения трещина формирует развитый макрорельеф поверхности разрушения образца, повторяющий

профиль распределения микротвердости по сечению (рис. 1, б), а боковая утяжка при этом не проявляется. Все это приводит к увеличению работы уровня ударной вязкости (КСТ) по сравнению с исходным закаленным состоянием (см. таблицу).

Для повышения уровня свойств стали 15ХЗГЗМФ была предложена комплексная деформационно-термическая обработка, сочетающая в себе ХПД 60 % методом РК и последующую термическую обработку по различным режимам. По результатам ранее проведенных исследований [2, 3] было установлено, что оптимальными, с точки зрения получения наиболее дисперсной структуры, являются следующие режимы термической обработки холоднодеформированной стали 15ХЗГЗМФ: отжиг 550 °С (выдержка 1 ч), интенсивная термическая обработка на температуры 900 и 1000 °С.

МикродюрOMETрический анализ показал, что при отжиге 550 °С холодно-деформированной стали 15ХЗГЗМФ, несмотря на релаксацию остаточных напряжений и развитие процессов полигонизации и рекристаллизации, в материале сохраняется неоднородный характер распределения твердости по сечению (рис. 2). Следует отметить, что уровень твердости после отжига 550 °С значительно снижается по сравнению с исходным холоднодеформированным состоянием: твердость сердцевины находится на уровне 410 HV, что сопоставимо со значениями твер-

дости исходного закаленного недеформированного прутка (390 HV), тогда как твердость периферии снижается сильнее – до 360 HV (у края образца).

Ударная вязкость (КСТ), обработанных по режиму РК60 % + отжиг 550 °С образцов, увеличивается до значений 0,63 МДж/м², что выше значений холоднодеформированных образцов (см. таблицу).

Анализ поверхности разрушения стали 15ХЗГЗМФ после рекристаллизационного отжига показал, что на процесс разрушения в условиях динамических испытаний оказывает влияние неоднородное распределение твердости по сечению – трещина меняет направление распространения на границе между областями с повышенной (сердцевина) и пониженной твердостью (периферия). Это, наряду с большей пластичностью [3], приводит к формированию более развитого макрорельефа излома и большему уровню КСТ при отсутствии боковой утяжки.

Интенсивная термическая обработка с нагревом на 900 °С холоднодеформированных образцов вызывает изменение характера распределения твердости: твердость находится на одном уровне (порядка 460 HV) и однородна по всему сечению образца (рис. 3, а). Благодаря формированию очень дисперсной структуры значения ударной вязкости стали 15ХЗГЗМФ, обработанной по режиму «РК60 % + нагрев 900 °С», находятся на высоком уровне и достигают значения 0,91 МДж/м² (см. таблицу). Излом образца отражает характер распределения микротвердости по сечению – однородный, плоский по всему сечению, с развитыми областями боковой утяжки.

Увеличение температуры скоростного нагрева холоднодеформированной стали 15ХЗГЗМФ с 900 до 1000 °С вызывает более интенсивное протекание процессов собирательной рекристаллизации, что обуславливает некоторое снижение твердости (рис. 3, б) относительно нагрева на 900 °С. В результате развития процессов собирательной рекристаллизации твердость сердцевины прутка оказывается несколько ниже, чем твердость периферии: 415 и 435 HV соответственно. Такой характер распределения микротвердости приводит к росту уровня ударной вязкости (КСТ) образцов,

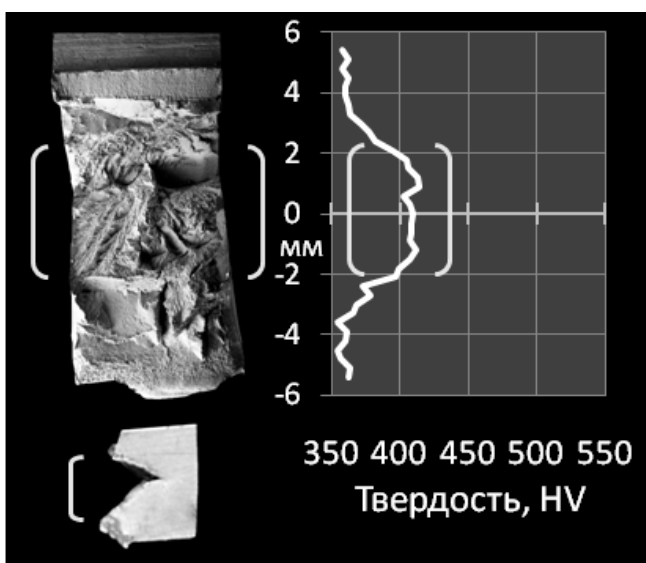


Рис. 2. Излом после испытаний на КСТ и распределение микротвердости по сечению образца стали 15ХЗГЗМФ, подвергнутой ХПД 60 % методом РК и рекристаллизационному отжигу при 550 °С, ×8

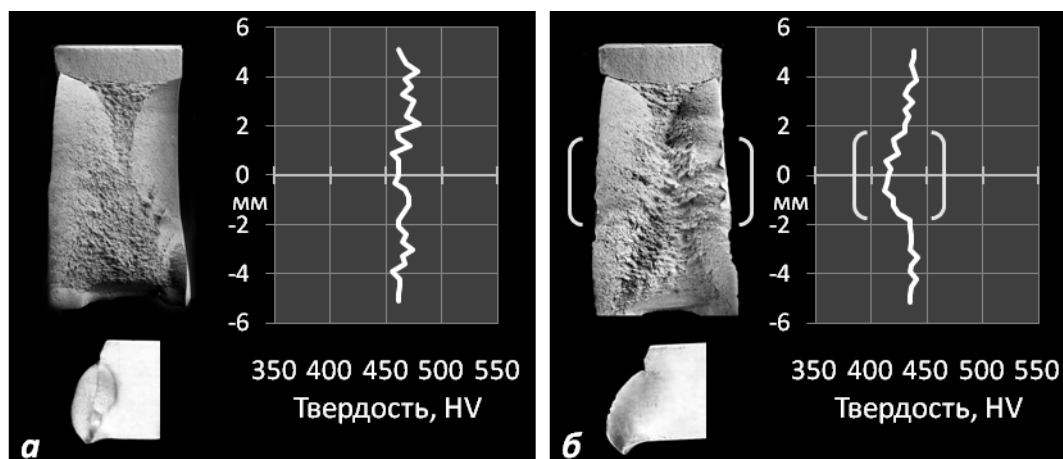


Рис. 3. Излом после испытаний на КСТ и распределение микротвердости по сечению образцов стали 15Х3Г3МФ, подвергнутой ХПД 60 % методом РК и последующим однократным нагревам на 900 °С (а) и 1000 °С (б), $\times 8$

обработанных по режиму «РК60 % +нагрев 1000 °С», до 1,15 МДж/м² (см. таблицу). При этом неоднородность в распределении твердости по сечению образцов после интенсивной термической обработки на 1000 °С проявляется в строении излома – в центральной части плоского участка излома наблюдается более рыхлая поверхность.

Выводы

Установлено, что при формировании методом комплексной деформационно-термической обработки по сечению образца двух областей с различным уровнем твердости, т. е. создание деформационно-неоднородного материала по сечению, происходит изменение направления распространения трещины при испытаниях, что увеличивает работу разрушения трещины при динамических испытаниях.

Список литературы

1. Балахнин А.Н., Вагин Р.А., Панов Д.О., Смирнов А.И., Морева Н.А. Структурообразование конструкционной низкоуглеродистой стали при комплексной механико-термической обработке на этапе холодной пластической деформации методом радиальнойковки // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2012. – № 3. – С. 92–94.
2. Панов Д.О., Балахнин А.Н., Титова М.Г., Орлова Е.Н., Смирнов А.И., Симонов Ю.Н. Эволюция структуры и свойств при интенсивной термоциклической обработке холоднодеформированной системнолегированной стали 10Х3Г3МФ // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2012. – № 11. – С. 17–22.
3. Балахнин А.Н., Панов Д.О., Титова М.Г., Перцев А.С., Смирнов А.И., Симонов Ю.Н. Влияние холодной пластической деформации методом радиальнойковки и последующей термической обработки на структуру и свойства стали 10Х3Г3МФ // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2012. – № 11. – С. 22–28.

Dependence of level of impact strength constructional low-carbon steel from character of distribution of microhardness on cross section

A.N. Balakhnin, D.O. Panov, U.N. Simonov, A.A. Nikulina

The article presents the results of research of interconnection microhardness distribution over the cross section rods of steel 15H3G3MF and impact strength level after different treatment conditions. The relation microhardness distribution and fracture macro relief after impact strength test was also introduced.

Key words: low carbon steel, batch martensite, microhardness, impact strength, radial forging.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НАСЫЩАЮЩИХ ОБМАЗОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БОРОАЛИТИРОВАННОГО СЛОЯ

*И.Г. СИЗОВ, доктор техн. наук, профессор
И.П. ПОЛЯНСКИЙ, аспирант
У.Л. МИШИГДОРЖИЙН, инженер
Д.М. МАХАРОВ, канд. техн. наук, доцент
(Восточно-Сибирский государственный
университет технологий и управления,
г. Улан-Удэ)*

Статья поступила 26 ноября 2012 года

Сизов И.Г. – 670013, Республика Бурятия, г.Улан-Удэ, ул. Ключевская, д. 40В, строение 1,
Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления,
e-mail: sigperlit@mail.ru, i.polyansky@mail.ru

Проведены исследования структуры и свойств образцов из стали 45 после процесса бороалитирования. Отработаны различные составы активных и защитных обмазок для процесса бороалитирования.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, бороалитирование, активная обмазка, защитная обмазка, микротвердость.

Введение

Прогресс в современной технике неразрывно связан с созданием новых материалов, обладающих особыми механическими и физико-химическими свойствами, а также существенным повышением эксплуатационных свойств существующих сплавов путем поверхностного упрочнения. Наиболее эффективный метод поверхностного упрочнения – химико-термическая обработка (ХТО), позволяющая существенно увеличить износостойкость, жаростойкость, сопротивление окислению и коррозии поверхности изделий металлов и сплавов.

Известно много способов ХТО – борирование, хромирование, азотирование, цементация. Общим недостатком таких способов является насыщение поверхности изделия только одним элементом, что повышает свойства диффузионного слоя в ограниченном диапазоне. Существуют и способы комплексного насыщения поверхности изделий: борохромирование, хромоалитирование, боросилицирование и т. д. Они в значительно большей степени увеличивают сопротивление износу и обеспечивают, кроме того, повышение коррозионной стойкости, жаростойкости, тепло-

стойкости и ряда других свойств поверхностных слоев изделий [1]. Одним из таких способов ХТО является бороалитирование, используемое для повышения жаростойкости и износостойкости, реже коррозионной стойкости металлов и сплавов [2]. Бороалитирование осуществляют различными методами: в порошковых смесях бор- и алюминийсодержащих веществ, в обмазках и суспензиях (шликерный), жидкий, газовый. К достоинствам насыщения из обмазок прежде всего следует отнести меньший разовый расход активных компонентов среды, большую скорость формирования слоев, возможность обработки крупногабаритных изделий, а также совмещение локального упрочнения методом ХТО отдельных участков поверхности с термообработкой [3, 4].

Цель работы, методика исследований

Цель работы состоит в исследовании структуры и свойств бороалитированных слоев после изотермического бороалитирования в обмазках различного состава.

Бороалитирование проводили на образцах из стали 45 в обмазках на основе карбида бора

изотермическим способом. Компоненты, входящие в состав активной обмазки, перемешивали в воде, которую использовали в качестве связующего и доводили до нужной консистенции. Затем наносили активную обмазку толщиной 2-4 мм на обезжиренную поверхность образцов и просушивали при температуре 50 °С в течение 0,5...1,0 ч в сушильной камере до полного исчезновения влаги. Для проведения процесса использовали следующие составы активных обмазок, приведенные в табл. 1.

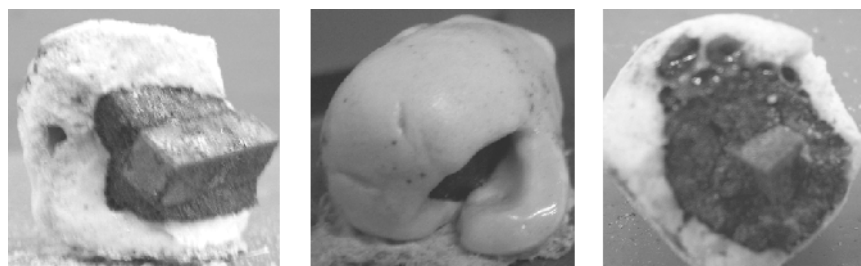


Рис. 1. Образцы в активной и защитной обмазке:

a – после процесса; *б, в* – дефекты защитных обмазок (разрывы и поры)

Таблица 1

**Составы активных обмазок
для бороалитирования**

Номер состава	Компонент, %		
	B ₄ C	Al	NaF
1	48	48	4
2	58	38	
3	68	28	
4	78	18	
5	88	8	

Поверх активной обмазки наносили защитную обмазку, состоящую из эмали ЭВТ-100 и оксида алюминия (табл. 2). В качестве связующего использовали силикатный клей и воду в соотношении 1:1.

Защитная обмазка должна обладать хорошей газопроницаемостью в интервале температур 200...400 °С, а при высоких температурах защитная обмазка изолирует активную обмазку и образец от взаимодействия с окружающей средой (рис. 1). Экспериментально установлено, что в качестве защитной обмазки подходит обмазка состава № 2, поскольку она сохраняет свою целостность на всем протяжении процесса, а по-

Таблица 2

**Составы защитных обмазок
для бороалитирования**

Номер состава	Компонент, %	
	Эмаль ЭВТ-100	Al ₂ O ₃
1	100	0
2	50	50
3	20	80

сле проведения процесса легко отделяется от активной обмазки, что позволяет использовать ее повторно в целях экономии компонентов, смешивая измельченную старую обмазку с новой в соотношении 1:1.

После нанесения обмазок образцы помещали в печь и проводили диффузионное насыщение при температуре 950 °С в течение 4 ч.

Микроструктуру бороалитированных слоев исследовали на оптическом микроскопе «Neophot-21». Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3М. Рентгеноспектральный микроанализ проводили на растровом электронном микроскопе JSM-6510LV JEOL с системой микроанализа INCA Energy 350.

**Результаты экспериментов
и их обсуждение**

В результате бороалитирования образцов из стали 45 были получены диффузионные слои с различной микроструктурой (рис. 2). При бороалитировании из обмазки состава № 1 формируется диффузионный слой, состоящий из светлой зоны толщиной до 150 мкм и микротвердостью до 3500 МПа. На границе слой-основа на отдельных участках расположены мелкие частицы, микротвердость которых не превышает микротвердости основного слоя. При насыщении из обмазки состава № 2 толщина слоя уменьшается и достигает 140 мкм, а микротвердость возрастает до 4500 МПа. На границе слой-основа образуются небольшие цепочки из мелких частиц, между которыми находятся отдельные частицы, располагающиеся чуть выше этой границы. Микротвердость частиц не превышает 3500...4500 МПа. При бороалитировании составом № 3 формируется диффузионный слой глубиной до 120 мкм и микротвердостью 3000 МПа. На границе слой-

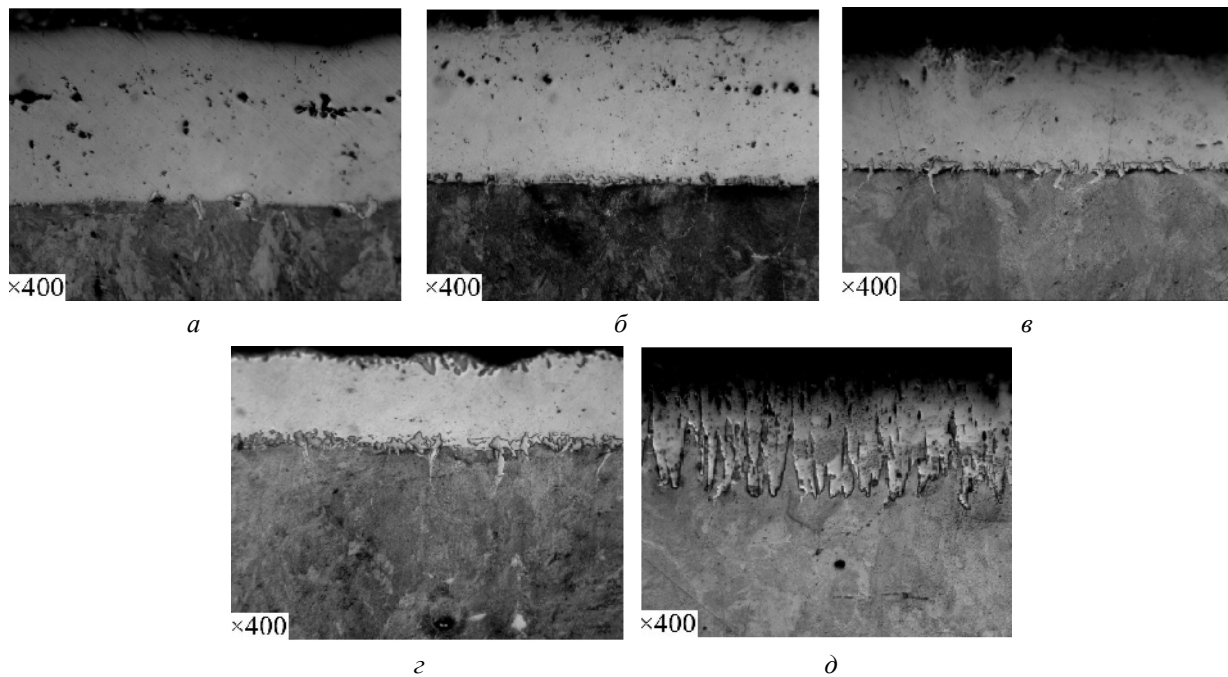


Рис. 2. Микроструктуры бороалитированных слоев на стали 45 после обработки:
 а – состав № 1; б – состав № 2; в – состав № 3; г – состав № 4; д – состав № 5

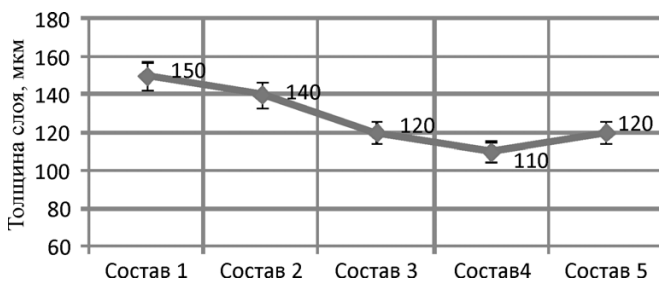


Рис. 3. Толщина диффузионного слоя в зависимости от состава насыщающей обмазки

основа расположена сплошная цепочка, микротвердость которой достигает 9150 МПа.

После обработки составом № 4 формируется слой глубиной до 110 мкм и микротвердостью 4000 МПа, а микротвердость кристаллов, находящихся на границе слой–основа, достигает 25 400 МПа, что соответствует микротвердости борида железа Fe_2B . После обработки составом № 5 микроструктура резко отличается от предыдущих и имеет вид «классического» боридного слоя. Глубина слоя составляет 120 мкм, микротвердость 23 350 МПа [5].

Из рис. 3 видно, что с уменьшением содержания алюминия и повышением содержания карбида

бора в составе обмазки глубина слоя уменьшается за исключением обмазки состава № 5. При этом повышается микротвердость (рис. 4). Известно, что с увеличением в смеси содержания алюминия в слое появляются фазы Fe_2Al_5 и $FeAl$, борид Fe_2B исчезает [6]. Следовательно, повышается жаростойкость при наличии в диффузионном слое алюминидных фаз и микротвердость при наличии боридов железа (FeB , Fe_2B).

Рентгеноспектральный анализ показал (рис. 5), что содержание алюминия в слое постепенно снижается по мере удаления от поверхно-

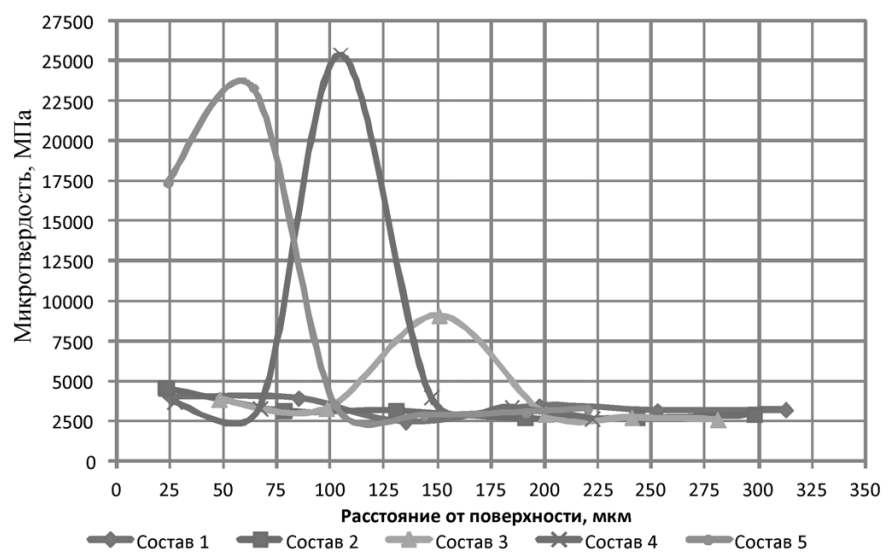


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине диффузионного слоя

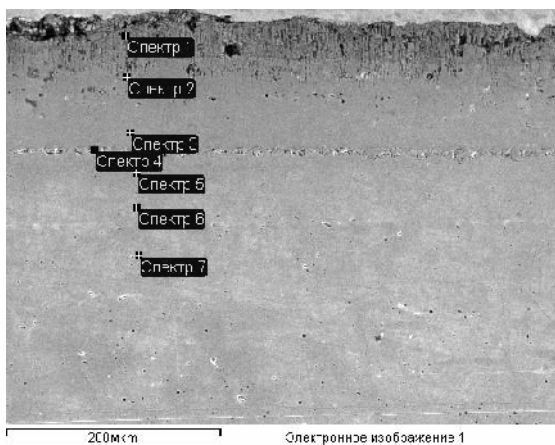


Рис. 5. Микроструктура бороалитированного слоя на стали 45 после обработки составом обмазки № 4 с точками набора спектров

сти с 47 до 8 % (вес.) (табл. 3). Такое содержание алюминия соответствует двум фазам: Fe_2Al_5 (30–36,5 %Al) на поверхности слоя и твердому раствору алюминия в αFe (до 30%Al) в глубине слоя [7, 8]. На границе слой–основа располагаются мелкие кристаллы, содержание бора в них около 10 %, что соответствует бориду железа Fe_2B [9].

Таблица 3

Элементный состав бороалитированного слоя в точках спектров (результаты в весовых %)

Спектр	B	Al	Si	Fe	Mn	Итого
Спектр 1		47.52	0.34	52.14		100
Спектр 2		30.67		68.72	0.60	100
Спектр 3		8.91	0.56	89.81	0.72	100
Спектр 4	9.87			89.51	0.62	100
Спектр 5			0.38	98.89	0.72	100
Спектр 6				99.23	0.76	100
Спектр 7			0.39	98.92	0.68	100

Выводы

1. Исследованы различные варианты составов насыщающих обмазок для бороалитирования. Установлено, что, изменяя процентное соотношение компонентов насыщающей среды, можно регулировать структуру слоя, а значит, и

его свойства (толщину, микротвердость, элементный состав диффузионного слоя).

2. Состав насыщающей обмазки №1,2,3,4 можно применять для обработки деталей, работающих при высоких температурах, а для деталей, работающих в условиях повышенной износостойкости и при повышенных температурах, – состав № 5.

Список литературы

1. Малькова Н.Ю. Недостатки процессов и перспективные способы химико-термической обработки // Успехи современного естествознания. – 2007. – № 12. – С. 87–88.
2. Ляхович Л.С. и др. Многокомпонентные диффузионные покрытия. – Минск: Изд-во «Наука и техника», 1974. – 288 с.
3. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. – Минск: Новое знание, 2010. – 304 с.
4. Сизов И.Г., Мишигдоржийн У.Л., Телешев А.Н., Махаров Д.М. Исследование влияния процесса бороалитирования в пастах на повышение стойкости деталей литейной оснастки // Технология металлов. – 2011. – № 8. – С. 23–26.
5. Патент № 2459011, Российская Федерация, МПК С23С 8/72. Обмазка для бороалитирования стальных изделий / И.Г. Сизов, И.П. Полянский, У.Л. Мишигдоржийн, Д.М. Махаров – Заявитель и патентообладатель: Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления. – № 2011125888/02; заявл. 23.06.2011; опубл. 20.08.2012, Бюл. № 23. – 8 с.
6. Борисенко Г.В., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. и др. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
7. Рябов В.Р. Алитирование стали. – М.: Металлургия, 1973. – 239 с.
8. Лякишева Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Д44 Справочник: В 3 т.: Т. 1. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
9. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: ФизМатЛит, 2010. – 384 с.

The influence of composition of saturating pastes on the structure and properties of the boron aluminized layer

I.G. Sizov, I.P. Polyansky, U. L. Mishigdorzhyn, Makharov D.M.

The structure and properties of steel 45 after boronaluminizing are investigated in this paper. Worked out various compounds of active and protective pastes for process of boron aluminizing.

Key words: thermo-chemical treatment, boron aluminizing, active paste, protective paste, microhardness.

ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА МУФТАХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ

И.А. ЧИЖОВ, аспирант

*В.В. БЕРЕЗОВСКАЯ, доктор техн. наук, профессор
(УРФУ, г. Екатеринбург)*

*А.В. МАКАРОВ, доктор техн. наук, ст. науч. сотр.
(ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург)*

*Ю.В. ХУДОРОЖКОВА, канд. техн. наук, доцент
(УРФУ, г. Екатеринбург)*

Статья поступила 23 января 2013 года

Чижов И.А. – 623109, Свердловская обл., г. Первоуральск,
ул. Комсомольская 23А-35, e-mail: chizh@pervouralsk.ru

Применение защитных покрытий является одним из перспективных направлений увеличения продолжительности срока службы резьбового соединения «труба-муфта» колонн насосно-компрессорных труб при добыче нефти. Изучены эксплуатационные свойства гальванических, термодиффузионных и горячих цинковых покрытий на трубных сталях 45, 30Г2, 37Г2Ф и 37Г2С разной группы прочности. Определены следующие свойства: толщина, равномерность, микротвердость и износостойкость покрытий. Показано, что цинковые покрытия разной технологии нанесения имеют существенные различия по исследуемым параметрам, однако значения этих показателей в рамках одной технологии практически не зависят от металла основы. Термодиффузионное покрытие имеет значительно более высокую твердость по сравнению с горячим и гальваническим, что обусловлено присутствием в нем промежуточной фазы δ_1 , а также – наибольшую износостойкость.

Ключевые слова: муфты НКТ, цинкование, адгезия, микротвердость, износостойкость.

Введение

По существующей статистике в 50–70 % случаев причиной отказа колонн насосно-компрессорных труб (НКТ) в условиях нефтедобычи в различных географических условиях является разрушение резьбового соединения «труба-муфта» и одним из перспективных направлений его предотвращения является применение защитных покрытий на муфтах [1, 2]. Основными требованиями, предъявляемыми к покрытию на резьбе, обладающему свойствами твердой смазки, являются высокие износостойкость и адгезия. Кроме того, покрытие должно быть сплошным и равномерным. Правильно подобранные материалы покрытий и способы их нанесения позволяют эффективно защитить металл от разрушения и повысить надежность резьбового соединения, что существенно снижает аварийность при работе колонн НКТ. Решение

указанных вопросов является актуальной проблемой.

Целью работы было сравнение свойств цинковых покрытий, полученных разными методами для оценки их эксплуатационной надежности. Наряду с обычно определяемыми толщиной, равномерностью и адгезией, была проведена сравнительная оценка таких показателей качества цинковых покрытий, как микротвердость и износостойкость, которую определяли разными способами.

Материалы и методы исследования

В работе проведены исследования покрытий на трубных сталях 45, 30Г2, 37Г2Ф и 37Г2С разных групп прочности. Химический состав сталей и режимы их термической обработки приведены соответственно в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Материал		Марочный состав сталей, масс. %								
Номер режима ТО	Марка стали	C	Si	Mn	Cr	V	Ni	Cu	S	P
1	30Г2	0,28	0,25	1,70	0,15	–	0,10	0,06	0,037	0,035
2	37Г2Ф	0,35	0,28	1,52	0,22	0,15	0,20	0,01	0,035	0,032
3	45	0,46	0,22	0,72	0,21	–	0,11	0,02	0,030	0,040
4	30Г2	0,29	0,26	1,67	0,12	–	0,13	–	0,040	0,030
5	37Г2С	0,37	0,89	1,45	0,10	–	0,10	0,03	0,035	0,030

В качестве защитных покрытий использовали цинкование трех видов: гальваническое (ГВЦ), термодиффузионное (ТДЦ) и горячее (ГЦ). Цинковые покрытия наносили на муфты НКТ условного диаметра 60 мм и образцы-свидетели (25×10×10 мм), вырезанные без нагрева из пяти заготовок муфт. Горячее цинкование проводили на предприятии ОАО «Уралэлектромедь» (УГМК) при температуре расплава 450°C в ванне объемом 72 м³. Состав ванны: Zn – 98 %, Pb – 0,56 %, Al – 0,003 %, Ni – 0,006 %. Примеси: Fe < 0,025 %, Cd < 0,0012, Sn < 0,001 %, Cu < 0,01 %.

Термодиффузионное цинкование в порошковых смесях осуществляли в условиях «Финишного центра» цеха № 4 ОАО «Первоуральский новотрубный завод» (Группа ЧТПЗ). Процесс термодиффузионного цинкования проводили при температуре 380–420°C в атмосфере азота (остаточное давление воздуха составляло 0,1 атм.) при реверсивном движении печи в наклонном положении (5–10° к горизонту) в течение 3,5–4 часов. Состав насыщающей смеси:

модифицированный порошок цинка (99 % Zn) с размером частиц цинка 10–60 мкм и удельной поверхностью ≤ 0,8 м²/г.

Гальваническое покрытие было выполнено на ОАО «Уральский завод тяжелого машиностроения» (Машиностроительная корпорация) и проходило в два этапа: пескоструйная обработка поверхности для улучшения адгезии цинка и цинкование в ванне с электролитом, состоящим из 200 г сернокислого цинка, 50 г сернокислого аммония, 15 г уксуснокислого натрия и 1000 г воды. Рабочая температура электролита составляла 20 °С, плотность тока – 1,5 А/дм². Цинковый электрод (катод) и защищаемый металл (анод) подключали к внешнему источнику тока. На рис. 1 показаны муфты резьбового соединения НКТ после горячего, гальванического и термодиффузионного цинкования.

Оценка толщины покрытия проводилась методом неразрушающего контроля по ГОСТ 9.302-88 с помощью прибора «Константа К5», работа которого основана на методе вихревых

Таблица 2

Режимы термообработки и механические свойства сталей

Материал		Режим термообработки	Группа прочности	Механические свойства				
Номер режима ТО	Марка стали			σ _В , МПа	σ _Т , МПа	δ, %	ψ, %	KCU ₂ , Дж/см ²
1	30Г2	Закалка от 850°C, 40 мин, вода; отпуск 500°C, 80 мин	М	960	880	14	60	50
2	37Г2Ф	С прокатного нагрева (1280-1180°C); без ТО	Е	705	650	16	60	30
3	45	С прокатного нагрева (1280-1180°C); без ТО	Д	660	420	17	66	35
4	30Г2	Закалка 900°C, 50 мин, вода; отпуск 550°C, 60 мин	Л	800	740	14	65	55
5	37Г2С	С прокатного нагрева(1280-1180°C); без ТО	К	700	640	16	60	40



Рис. 1. Муфты НКТ с покрытиями:
 а – ГЦ; б – ТДЦ; в – ГВЦ

токов. Относительная погрешность метода составляла $\pm 5\%$.

Прочность сцепления покрытия с основой (адгезия) определяли методом нагрева по ГОСТ 9.302-88. При проведении контроля адгезии цинковых покрытий деталь (образец) с покрытием нагревали до температуры $190\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдерживали при данной температуре в течение 1 ч и охлаждали на воздухе, после чего оценивали его внешний вид и целостность.

Измерение микротвердости проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 по методу восстановления отпечатка с использованием четырехгранной пирамиды с квадратным основанием. В качестве материалов для определения микротвердости использовались микрошлифы после травления в 4% спиртовом растворе HNO_3 . Микротвердость цинкового покрытия измеряли на цифровом микротвердометре DM8 со шкалой измерения по Виккерсу при нагрузке 100 гс, а также на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 гс.

Для оценки износостойкости цинковых покрытий применили два метода. Первый метод проводили по заводской методике, он представлял собой 30-ти кратное «свинчивание-развинчивание» муфт, оцинкованных разными способами, с трубами тех же марок и групп прочности, на автоматической установке САМ Р-4,5/П-К цеха № 4 ОАО «Первоуральский новотрубный завод». Перед свинчиванием проводился замер натяга резьбы трубы и муфты, согласно ГОСТ 633-80. Натяг резьбы – это расстояние от торца муфты до конца резьбы на трубе. После этого проводилась процедура свинчивания-развинчивания муфты с трубой, и производился замер натяга на резьбе.

Второй метод заключался в проведении трибологических испытаний покрытий. Для

проведения трибологических испытаний были использованы стальные образцы с тремя типами цинковых покрытий. Стальной подложкой служила конструкционная сталь 30Г2 после термической обработки по режиму 1 (табл. 2). Трибологические испытания в условиях сухого трения скольжения проводили на лабораторной установке при возвратно-поступательном движении образцов с рабочей поверхностью $5,0 \times 5,0$ мм по пластине из стали 45 (твердостью 50 HRC) на воздухе при нагрузке $N = 49$ Н, средней скорости скольжения $V = 0,07$ м/с и длине хода образца $l = 40$ мм. Испытания образцов проводили при последовательном изнашивании, при этом в отдельных испытаниях путь трения составлял $L = 40$ м (что соответствует 500 двойным ходам образца) и $L = 80$ м (1000 двойных ходов образца). Перед испытаниями и после каждого испытания образцы взвешивали на аналитических весах с точностью 0,00005 г. Определяли потери массы образцов при изнашивании Δm и силу трения F , которую измеряли с помощью упругого элемента – рессоры с наклеенными на нее тензометрическими датчиками сопротивления. В качестве характеристики износостойкости использовали приведенный на единицу пути трения весовой износ: $\Delta m/L$, где Δm – потери массы образца, мг и L – путь трения, м. Трибологические свойства определяли по результатам двух-трех серий параллельных испытаний.

Результаты исследования

Результаты измерений толщины покрытий приведены в табл. 3. Анализируя их можно сделать вывод о том, что толщина покрытия на образцах, оцинкованных горячим способом, значительно превышает толщину цинковых покрытий, полученных по технологиям гальванического (ГЦ) и термодиффузионного цинкования (ТДЦ). Толщина покрытия ГЦ в среднем на 60 мкм больше толщины покрытия ТДЦ и на 80 мкм толщины покрытия ГВЦ. Полученные результаты подтверждаются и металлографическими исследованиями покрытий [3]. Сравнивая значения толщины покрытия в зависимости от материала основы, отметим, что существенного

Толщина цинковых покрытий

Материал		Режим термообработки (ТО)	Группа прочности	Среднее значение толщины цинковых покрытий, мкм		
Номер режима ТО	Марка стали			ГЦ	ГВЦ	ТДЦ
1	30Г2	Закалка от 850°C, 40 мин, вода; отпуск 500°C, 80 мин	М	100,4	21,6	41,8
2	37Г2Ф	С прокатного нагрева (1280-1180°C) без ТО	Е	99,6	20,4	41,4
3	45	С прокатного нагрева (1280-1180°C) без ТО	Д	105,4	22,8	42,6
4	30Г2	Закалка 900°C, 50 мин, вода; отпуск 550°C, 60 мин	Л	101,0	20,8	39,6
5	37Г2С	С прокатного нагрева(1280-1180°C) без ТО	К	99,0	20,4	40,2

различия не наблюдалось. Наиболее равномерными цинковыми покрытиями оказались термодиффузионное и гальваническое. Максимальное отклонение от среднего значения толщины у ГЦ-покрытия составило 17,4%.

При проведении оценки прочности сцепления покрытия с основой методом нагрева ни на одном из трех образцов не было обнаружено вздутий и отслаивания покрытия, что свидетельствует о высокой адгезии всех исследованных покрытий с основой.

Результаты измерения микротвердости на поперечных шлифах образцов приведены в табл. 4. Показано, что более твердыми оказались термодиффузионные покрытия, так как в этом случае в нем наблюдается промежуточная фаза δ_1 состава $FeZn_{10}$, имеющая высокую твердость. Отметим, что внутри одной технологии нанесения цинкового покрытия его твердость для разного материала подложки практически не меняется [4].

Установлено, что цинковое покрытие, полученное по технологии ТДЦ, обладает повышенной износостойкостью в сравнении с гальваническим покрытием. После 30 циклов

свинчивания-развинчивания на муфте с термодиффузионным покрытием отмечается уменьшение натяга резьбы на 1,5 мм, с гальваническим – на 2,6 мм, с горячим – на 4,3 мм. При этом размер натяга резьбы на первых двух муфтах остался в пределах допуска, а результаты измерения последней превысили это значение. Осмотр резьбовой поверхности муфт показал, что на муфтах с ТДЦ и ГВЦ покрытиями имеются разрушения по вершинам резьбы на первых трех и восьми витках, соответственно. Остальные витки резьбы остаются без повреждений. На муфте с цинковым покрытием, полученным горячим способом, наблюдается полное разрушение покрытия на первых восьми витках и незначительные по вершинам резьбы на пятнадцати.

По результатам трибологических испытаний горячее покрытие на пути трения $L = 40 - 120$ м характеризуется существенно большими значениями износа ($\Delta m/L = (57,3 - 89,1) \cdot 10^{-3}$ мг/м и коэффициента трения ($f = 0,60 - 0,53$) по сравнению с покрытиями ГВЦ и ТДЦ (рис. 2). При увеличении пути трения до $L = 200$ и $L = 240$ м у образца, подвергнутого горячему цинкованию,

Таблица 4

Результаты измерения микротвердости цинковых покрытий

Материал		Группа прочности по ГОСТ 633-80	Микротвердость покрытия, HV _{0,1}		
Номер режима ТО	Марка стали		ГВЦ	ТДЦ	ГЦ
1	30Г2	М	43	408	56
2	37Г2Ф	Е	47	402	57
3	45	Д	48	389	58
4	30Г2	Л	48	413	58
5	37Г2С	К	47	392	57
Средние значения			47	401	57

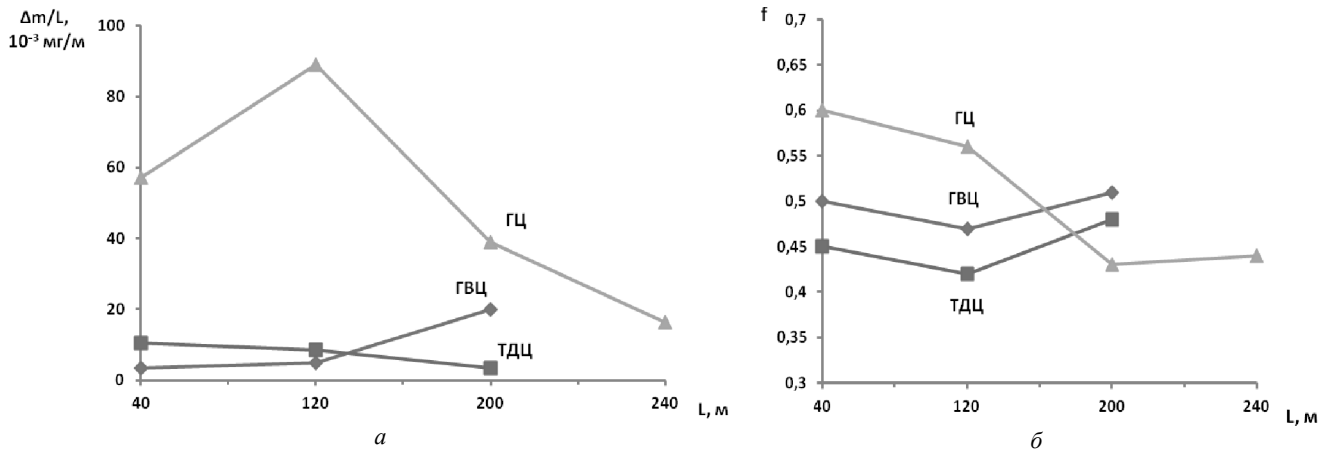


Рис. 2. Зависимости приведенного весового износа $\Delta m/L$ от пути трения L (а) и коэффициента трения f от пути трения L (б) при последовательных испытаниях на трение скольжения стали 30Г2 с цинковыми покрытиями

приведенный износ последовательно снижается до $\Delta m/L = 38,9 \cdot 10^{-3}$ мг/м и $\Delta m/L = 16,3 \cdot 10^{-3}$ мг/м, а коэффициент трения уменьшается до $f = 0,43-0,44$. Это связано с изнашиванием в процессе испытания покрытия и влиянием на результаты трибологических испытаний материала основы, обладающего повышенной износостойкостью и меньшим коэффициентом трения, чем цинковое покрытие. В отличие от ГВЦ и ТДЦ покрытий ускоренный износ ГЦ-покрытия связан с присутствием в нем хрупкой ζ -фазы состава $FeZn_{13}$ [5], что отражается на меньшей его сохранности при увеличении пути трения $L > 120$ мм.

Выводы

Изучены свойства трех видов Zn-покрытий на трубных сталях 45, 30Г2, 37Г2Ф и 37Г2С разных групп прочности. Цинковые покрытия разной технологии нанесения имеют существенные различия по толщине, твердости и износостойкости. Однако значения этих показателей в рамках одной технологии нанесения Zn-покрытия практически не зависят от металла основы.

Горячее Zn-покрытие имеет наибольшую толщину (~ 100 мкм), но менее равномерное. Различий в адгезионных свойствах покрытий разной технологии нанесения не выявлено, степень сцепления с основой у всех исследованных покрытий оказалась высокой.

Твердость термодиффузионного цинкового покрытия оказалась почти на порядок выше, чем покрытий, полученных горячим и гальваническим способом, что обусловлено присутствием

в поверхностном слое твердой промежуточной фазы δ_1 .

По результатам испытаний износостойкости термодиффузионное цинковое покрытие показало наиболее высокие свойства: минимальное уменьшение натяга резьбы после 30 циклов свинчивания-развинчивания муфты, а также наименьший приведенный износ и повышенный коэффициент трения по результатам трибологических испытаний в условиях сухого трения скольжения при высоких значениях пути трения.

В целом, наиболее высокий комплекс механических свойств основы и эксплуатационных свойств покрытия показала сталь 30Г2, обработанная на группу прочности «Л» и прошедшая операцию термодиффузионного цинкования.

Список литературы

1. Проскуркин Е.В. Защитные покрытия – качество и долговечность труб // Национальная металлургия. – 2003. – № 5. – С. 86–96.
2. Чижов И.А., Березовская В.В. Управление качеством и стоимостью цинкового покрытия муфт насосно-компрессорных труб для добычи нефти. XXI Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов». Материалы международной конференции. – Магнитогорск: МГТУ им. Г.И. Носова. – 2012. – С. 100–101.
3. Чижов И.А., Пачколина П.А., Худорожкова Ю.В. Структура и свойства Zn-покрытий разной технологии нанесения на трубную сталь 30Г2 // XIII Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых – металлургов:



Сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ. – 2012. – С. 303–306.

4. Чижов И.А. Анализ технологии термодиффузионного цинкования муфт для НКТ на ОАО «ПНТЗ» // XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых – металлургов: Сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ. – 2010. – С. 237–239.

5. Чижов И.А., Пачколина П.А., Березовская В.В. Влияние технологии цинкования трубных сталей на структуру и свойства покрытий // Инновации в материаловедении и металлургии. Материалы II международной интерактивной научно-практической конференции. Екатеринбург: УрФУ. – 2012. – С. 106–109.

Evaluation of operational properties of zinc coating on couplings of tubing pipes

I.A. Chizhov, V.V. Berezovskaya,
A.V. Makarov, Y.V. Khudorozhkova

The application of protective coatings is one of the promising directions of prolonging the life of a threaded connection “pipe-coupling” of tubing pipes for oil production. The coating must have high operational properties. The aim of the research work was to compare the properties of zinc coatings, obtained by different methods, to estimate their reliability.

We have studied the operational properties of galvanic, thermo-diffusion and hot dip zinc coatings on steel 45, 30G2, 37G2F and 37G2S varying the strength group. Thickness, uniformity, micro hardness and wear resistance of the coatings were determined. All measurements of the coating properties were conducted in accordance with the requirements of actual standards and methods.

The research showed that zinc coatings of different application techniques had significant differences in studied parameters, but their values within the same technology were virtually independent of the base metal. The hot dip zinc coating had the largest thickness (~ 100 microns), but less uniform. No differences in the adhesive properties of zinc coatings of different application techniques were identified. For all coatings the degree of adhesion to the base metal was high. The thermo-diffusion coating had a significantly higher hardness compared to hot and galvanic ones due to the presence in it of intermediate phase δ_1 and it had the highest wear resistance.

Key words: a threaded connection “pipe-coupling”, zinc coating, adhesion, micro-hardness, wear resistance.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАБОТКИ ДЛИННЫХ НОЖЕЙ НА СПЕЦИАЛЬНЫХ ЗАТОЧНЫХ СТАНКАХ

Г.И. СМАГИН, канд. техн. наук, доцент
Н.Д. ЯКОВЛЕВ, ст. преподаватель
В.Ю. СКИБА, канд. техн. наук, доцент
Е.В. КАРПОВ, студент
Д.А. МИШАНОВА, студентка
Е.С. НАХИМОВА, студентка
А.Б. ЦЮПКО, студент
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 10 января 2013 года

Скиба В.Ю. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
 Новосибирский государственный технический университет, e-mail: skeeba_vadim@mail.ru

Объектом исследований являются ножи, устанавливаемые на типографском оборудовании, на оборудовании фанерного производства, льдозаливочных комбайнах «Олимпия», и технология их заточки. В работе представлены рекомендации по улучшению конструкции заточных станков и технологии заточки длинных ножей, способствующие увеличению эффективности при переточке режущего инструмента.

Ключевые слова: нож, заточной станок, режимы шлифования, шлифовальные круги, геометрия заточки ножей, функции смазывающе-охлаждающих жидкостей, припуск заточки.

В настоящее время мастерские по обработке (переточке) длинных ножей для льдозаливочных машин, типографского оборудования находятся при спортивных комплексах, в типографиях. В этих подразделениях нет специалистов технологов-инструментальщиков и зачастую в качестве заточников оказываются специалисты невысокой квалификации. С другой стороны, регламентирующая инструкция по заточке режущего инструмента как для отечественных специальных заточных станков, так и для зарубежных требует существенной доработки по части методики переточки таких ножей, выбора обрабатываемого инструмента, режимов резания, выбора СОЖ. Все эти проблемы приводят к снижению качества заточки и соответственно к снижению стойкости и увеличению расхода дорогостоящих ножей. В свою очередь, страдает и качество обработки изделий. В настоящей статье обсуждается методика обработки ножей из легированных инструментальных сталей, устанавливаемых на льдозаливочных комбайнах «Олимпия», типографском оборудовании или оборудовании фанерного производства и

их заточке на специальном технологическом оборудовании.

Технические характеристики ножей, о которых пойдет речь, следующие: длина ножа до 2500 мм (для льдозаливочного комбайна), ширина ножа от 100 до 250 мм, толщина ножа до 25 мм, материал ножа 9ХС или 6ХВГС по ГОСТ 5950-73, угол заострения ножа 27°. Заточка ножей, как правило, осуществляется на станках фирмы *Nopal metaly Og* (Финляндия) или модели марки СДН 2500 и СДН-*St* фирмы «Камский берег-станкострой». Перечисленное технологическое оборудование имеет существенные конструктивные недостатки приводов главного движения, продольной и вертикальной подач, что усложняет обработку обозначенного режущего инструмента. Для станка «СДН» степень механизации предлагается различная: ручная подача инструмента (исполнение «Р») и автоматическая подача инструмента (исполнение «А»), автоматическая подача каретки, автоматическая подача инструмента с заданным шагом на заданную глубину (исполнение «А+»).

Руководители заточных подразделений малых фирм выбирают, как правило, более дешевые станки с ручным приводом подачи, которые имеют ряд недостатков:

- недостаточная жесткость каретки продольной подачи (прижим к направляющим станка и подача шлифовальной каретки при переточке осуществляются физическими усилиями оператора, отсюда определенная нестабильность сил резания);

- на винтах вертикальной подачи шлифовального круга отсутствуют лимбы, а в паре винт-гайка – выборка люфтов (вместо обычной пары винт-гайка необходимо применять шариковую пару «винт-гайка»);

- конструктивно реализована заточка ножей только по передней поверхности, что приводит к достаточно большому объему снимаемого материала с ножа [1], в то время как возможна переточка и по задней поверхности ножа (объем снимаемого материала в 3-4 раза меньше). По конструктивно-технологическим соображениям более подходит комбинированная заточка. После затупления сначала необходимо заточить по задней поверхности ножа по ширине в 3-4 мм, а при последующей заточке перетачивать по передней, но для такой схемы заточки потребуются на станке конструктивные доработки;

- в качестве шпинделя шлифовальной каретки используется вал электродвигателя (необходимо использовать шлифовальные фортуны, например, ВШГ 1 – 80– 320 (А));

- в станках с ручным приводом продольной подачи и автоматической подачей рассматривается только маятниковая схема шлифования с обычно однозначным значением продольной подачи (завышенной), также отсутствует регулирование продольной подачи в широких пределах (при исполнении А).

При изучении инструкций к заточным станкам также можно отметить ряд недостатков:

- в инструкциях к заточным станкам и в описаниях настройки установочной геометрии ножа (на примере льдозаливочной машины) не используется стандартная терминология, характеризующая геометрию ножа – задний угол α , передний угол γ , угол заострения β , фаска износа f , радиус округления режущего клина r после затупления;

- смазывающе-охлаждающие жидкости по функции рекомендованы неоптимальными, баки для жидкости имеют малый объем;

- рекомендации по режимам шлифования для станков с ручным приводом отсутствуют;

- нечетко прописана технология выхаживания при обработке ножа.

Аналогичные недостатки наблюдаются и в инструкциях к заточным станкам для другого оборудования.

Рассмотрим дополнения к инструкциям заточных станков на примере ножей льдозаливочных машин (при доработке инструкции по заточке ножей коснемся только части необходимых технологических параметров при их заточке). Это касается выбора шлифовальных кругов, выбора СОЖ, режимов шлифования, определения припусков под шлифование.

1. Установить абразивный круг на место, затянуть ключом. Включить на короткое время вращение круга. Убедиться в отсутствии вибраций, связанных с неправильной балансировкой абразивного круга.

2. Для заточки ножей рекомендуются следующие абразивные круги:

№ 11 (4К) 150x50x32 25AF60N6V40 m/c 2 кл ГОСТ Р 52781-2007;

№ 6 (4Ц) 150x50x32 25AF60N6 V 40 m/c 2 кл ГОСТ Р 52781-2007;

№ 11 (4К) 150x50x32 92A F60N6 V 40 m/c 2 кл ГОСТ Р 52781-2007;

№ 6 (4Ц) 150x50x32 92AF60N6V 40 m/c 2 кл ГОСТ Р 52781-2007.

Наиболее производительными и эффективными являются эльборовые круги на керамической связке, например, эльборовый круг марки 12A2 150x50x32x6 ЛП 160/125 С1 8К 35A2 ГОСТ 16172-80.

3. Ось вращения шпинделя шлифовального круга должна быть наклонена в плоскости продольного движения каретки на $0.5...1^\circ$, чтобы шлифовальный чашечный круг работал одной стороной (рис. 1).

4. Для устранения первоначального биения шлифовального круга необходимо производить его правку стандартным правящим алмазным карандашом, например D10x70 мм, тип 01, исп. В, 1 карат, при этом необходимо пользоваться охлаждением.

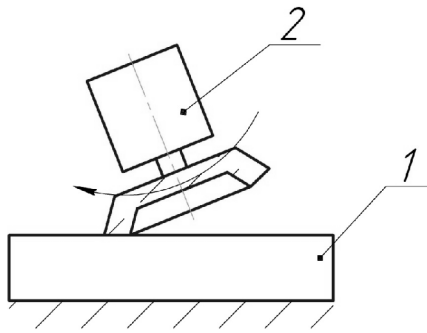


Рис. 1. Установка угла наклона шлифовальной головки:

1 – нож; 2 – шлифовальная головка

5. Направление наклона оси шпинделя ($0,5...1^\circ$) шлифовальной каретки и направление вращения круга должны быть согласованы таким образом, чтобы шлифовальный круг затягивал крепежную гайку, а не наоборот, в то же время шлифовальный круг должен вращаться навстречу лезвию ножа (чем достигается упрочняющий эффект).

6. Заполнить резервуар водой с добавлением необходимого количества концентрата СОЖ. СОЖ готовится в отдельной таре с тщательным перемешиванием. Бак для СОЖ должен быть емкостью не менее 50 л ($120 \times 500 \times 1000$ мм³).

7. СОЖ необходимо выбирать охлаждающего действия, например, ПоА-1м (концентрат) [3, 4].

8. После включения насоса для подачи СОЖ необходимо отрегулировать подачу СОЖ в пределах 2–3 л/мин (подача СОЖ должна осуществляться навстречу лезвию ножа и направляться под торцевую поверхность шлифовального круга).

9. При установке режимов шлифования (заточки) ножом отметим, что при ручной заточке на механизме вертикальной подачи необходимо установить лимб с ценой деления 0,01 мм. Устанавливая глубину шлифования, необходимо ориентироваться на точную установку режимов обработки резанием (при маятниковой схеме глубина шлифования не более 0,02...0,04 мм.) При этом скорость продольной подачи 1,5...3 м/мин. При глубинной схеме шлифования глубина шлифования может достигать $t = 0,5$ мм. При этом скорость продольной подачи снижается до $S_{пр} = 30...100$ мм/мин, но это можно обеспечить только специальным приводом продольной подачи. Глубинная схема шлифования более производительна.

10. При достижении требуемого результата остановите станок, ослабьте винты прижимов, извлеките нож, при необходимости зачистите переднюю поверхность ножа алмазным бруском, зернистостью алмаза 60/40.

11. При определении припуска под заточку ножа, если на задней поверхности ножа видна фаска износа, можно воспользоваться выражением

$$P_p = f \times \cos(90 - (\beta + \alpha)), \quad (1)$$

где P_p – припуск; f – фаска износа на ноже; β – угол заострения; α – задний угол, который необходимо установить на льдозаливочной машине или типографском оборудовании. Например, при фаске износа по задней поверхности ножа в 0,3 мм, угле заострения в 27° и заднем угле $\alpha = 2^\circ$ припуск

$$P_p = 0,3 \times \cos(90 - (27 + 2)) = 0,15 \text{ мм.}$$

Таким образом, при заточке ножа необходимо будет проделать при $t = 0,03$ мм пять проходов плюс три–четыре прохода на выхаживание и устранение уклона, появляющегося от износа шлифовального круга. Для устранения уклона, если он имеет место на ноже в начале заточки, необходимо определить низшую и высшую точку на ноже. Высшая точка на ноже принимается за базу, и шлифование ножа начинается для каждого прохода с этой позиции. В случае износа ножа в виде округления режущей кромки и наличия зазубрин на ней необходимо определить величину радиуса округления, что можно сделать, используя лупу Бринелля. Наблюдения и измерения следует производить с торца ножа. Припуск на заточку в этом случае определяется непосредственно лупой Бринелля.

Методика настройки станка на снятие припуска с ножа после его затупления при наличии фаски износа по задней поверхности (рис. 2) следующая.

1. Установите на рабочий стол станка заточиваемый нож. Установка ножа выполняется следующим образом: развинтите крепежные болты на установочных струбцинах так, чтобы нож можно было вставить между ними, установите нож на базовые позиции и слегка затяните крепежные болты.

2. Поднимите регулирующим винтом (ходовой винт вертикальной каретки) шлифовальный

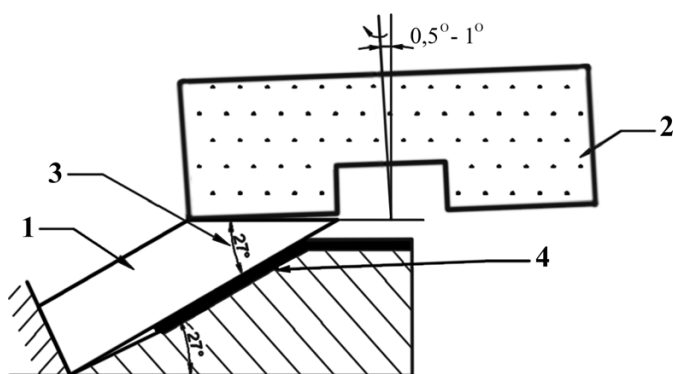


Рис. 2. Установка ножа на заточном станке при переточке его по передней поверхности:

1 – нож; 2 – шлифовальный круг; 3 – угол заострения ножа ($\beta = 27^\circ$); 4 – место подкладки для изменения угла заострения ножа

круг вертикально вверх так, чтобы он свободно двигался по ножу.

3. Закрепите нож полностью так, чтобы исключить перемещение ножа на рабочем столе станка, но не прикладывая чрезмерных усилий к болтам креплений.

4. Включите насос для подачи СОЖ.

5. Включите двигатель шлифовального круга.

6. После касания шлифовального круга базовой поверхности ножа (наивысшая точка на передней поверхности ножа с одного из краев ножа) при помощи ходового винта вертикальной каретки по его лимбу необходимо установить глубину шлифования в 0,03 мм. Продольная подача при маятниковой схеме шлифования ориентировочно составляет 1,5 м/мин. В дальнейшем эта операция повторяется до тех пор, пока не будет снят весь припуск, после чего шлифовальная каретка отводится в исходное положение.

7. Для уменьшения объема снимаемого припуска с затупившегося ножа рационально использовать следующий прием. При первой переточке ножа необходимо устанавливать его под углом не 27° , а $27^\circ 20'$, для чего под заднюю поверхность ножа в трех точках на зажимных струбцинах (равномерно вдоль длины ножа) на расстоянии в 100 мм от основания ножа подкладываются медные или стальные подкладки толщиной 0,6 мм (рис. 2). При этом на ноже после заточки необходимо сделать пометку краской или другим способом, означающую, что осуществлена 1-я переточка ножа. При последующей (второй) переточке нож необходимо установить под углом $27^\circ 40'$, для чего подкладки

должны быть толщиной 1,2 мм, и также делается пометка на ноже краской или клеймением цифр. Далее можно привести значения толщин подкладок для третьей заточки – 1,8 мм. После третьей переточки необходимо снова вернуться к установке ножа без подкладок, т.е. угол наклона ножа снова устанавливать 27° , и цикл переточек повторить по указанной схеме с подкладками.

Для уменьшения объема снимаемого припуска с ножа можно затачивать нож один раз со стороны задней поверхности на глубину 3 мм, следующую заточку необходимо производить по передней поверхности (обеспечение равномерного стачивания ножа с уменьшением общего объема снимаемого припуска).

8. Касаясь выхаживания на станке, отметим, что после снятия основного припуска износа заточник переходит к выхаживанию (при выхаживании устраняются последствия износа шлифовального круга, влияющие на размеры ножа). Операция снятия припуска при выхаживании заключается в следующем: шлифовальным кругом осуществляется осторожное касание базовой поверхности, с которой начиналось шлифование ножа, и без увеличения глубины шлифовки необходимо производить снятие припуска. После первого прохода заточки производится снова осторожное касание шлифовальным кругом базовой поверхности ножа с помощью винта вертикальной подачи и далее – шлифование всей длины ножа. Процесс продолжается до тех пор, пока перемещение вертикальной подачи, корректирующей износ шлифовального круга, не будет равным 0,01...0,02 мм (на это потребуется примерно четыре прохода).

Увеличения времени эксплуатации ножа можно достичь не только за счет заточки инструмента, но и за счет изменения его задних углов, например, на льдозаливочной машине по мере затупления ножа. Устанавливать нож на машину первоначально следует с задним углом, например, в 2° (рис. 3). После первого износа (появления фаски износа) нож поворачивается таким образом, чтобы задний угол имел значение 4° . После износа ножа в этой позиции задний угол ножа меняется уже до 6° . После износа при этой установке нож отправляется на переточку. Чтобы точнее устанавливать необходимые задние углы у ножа на льдозаливочной машине, на винтах регулировки заднего угла ножа необходимо

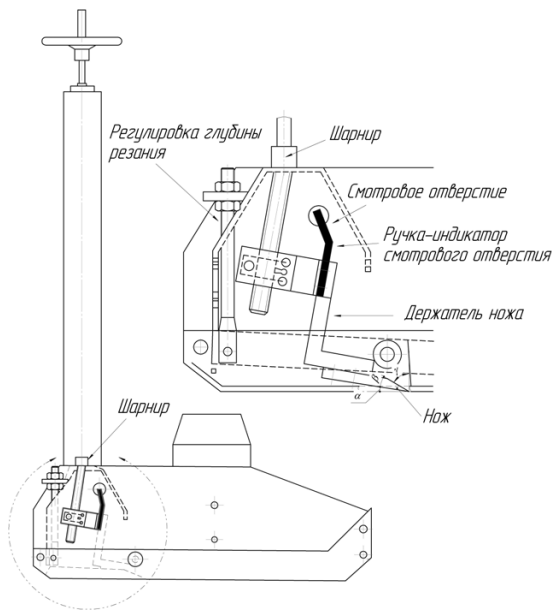


Рис. 3. Регулировка глубины резания заднего угла α , переднего угла γ на льдозаливочной машине «Олимпия»

установить лимбы или пользоваться специальными угловыми шаблонами.

Выводы

1. При модернизации заточного станка необходимо ввести лимб с ценой деления 0,01 мм и пар «винт-гайка» на приводе вертикальной подачи шлифовального круга для точной установки режимов обработки резанием.

2. Рекомендуется использование эльборовых шлифовальных кругов на керамической связке

и правильный выбор СОЖ с целью повышения производительности обработки.

3. Применение стандартных шлифованных фортунов в качестве шпинделя станка позволяет повысить качество обработки.

4. Необходим переход от ручной подачи к автоматической с возможностью широкого регулирования величины минутной подачи.

5. Резервом по увеличению времени эксплуатации ножей на льдозаливочных и других машинах: возможность удобного регулирования заднего угла α на установочных базах для ножей льдозаливочной машины после его затупления. При этом время эксплуатации от переточки до переточки ножа повышается до 2-3 раз, а применение упрочненных или твердосплавных ножей приводит к повышению стойкости ножей в 5-6 раз [2].

Список литературы

1. *Справочник конструктора-инструментальщика* / под общ. ред. В.И. Баранчикова. – М.: Машиностроение, 1994. – 560 с.
2. Попов С.А., Белостоцкий В.Л. Электроабразивная заточка режущего инструмента. – М.: Высш. шк., 1981. – 159 с.
3. Смагин Г.И. Смазывающе-охлаждающие жидкости при обработке материалов / Г.И. Смагин, Н.Д. Яковлев, В.С. Карманов // *Инструмент Сибири*. – 2000. – № 3. – С. 12.
4. А.с. № 1641869 СССР. Смазочно-охлаждающая жидкость для механической обработки металлов / Г.И. Смагин и др. – Бюл. № 14. – М. 1990. – 3 с.

Processing features of long cutters on special sharpening machines

G.I. Smagin, N.D. Yakovlev, V.Y. Skeebe, E.V. Karpov,
D.A. Mishanova, E.S. Nakhimova, A.B. Tsyupko

The object of research are cutters, mounted on printing equipment, equipment for the production of plywood, ice-filling combines «Olympia», and the technology of their sharpening. This paper presents recommendations for improving the design of grinding machines and sharpening technology of long cutters that help to enhance efficiency in the resharpening of cutting tools.

Key words: cutter, sharpening machine, grinding mode, grinding wheels, sharpening geometry, functions of lubricating fluids, grinding allowance.

ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ СОВМЕСТНО С ОКСИДОМ ЦИРКОНИЯ*

Н.А. СОСКОВА, аспирантка

Е.С. ВАЩУК, м.н.с.

Е.А. БУДОВСКИХ, д.т.н., профессор

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., профессор

С.В. РАЙКОВ, к.т.н., с.н.с.

(СИБГИУ, г. Новокузнецк)

Ю.Ф. ИВАНОВ, д.ф.-м.н., профессор

(ИСЭ СО РАН, г. Томск)

А.А. ЛОСИНСКАЯ, аспирант

Д.В. ПАВЛЮКОВА, ассистент

(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья получена 12 декабря 2012 года

Соскова Н.А. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42,

Сибирский государственный индустриальный университет, e-mail: budovskih_ea@physics.sibsiu.ru

Методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа исследована поверхность технически чистого титана после электровзрывного науглероживания совместно с оксидом циркония и электронно-пучковой обработки. Определены режимы последующей электронно-пучковой обработки, выравнивающей рельеф и элементный состав поверхности легирования. Выявлено формирование субмикроструктурной структуры поверхности комбинированной обработки и увеличение ее износостойкости в 1,3 раза.

Ключевые слова: электронно-пучковая обработка, электровзрывное легирование, науглероживание, оксид циркония, титан, сканирующая электронная микроскопия.

Введение

В последние годы получил развитие подход к упрочнению металлов и сплавов, при котором механическая прочность деталей обеспечивается применением экономичных низколегированных сплавов, а специальные свойства поверхности – локальным формированием на ней легированных слоев или нанесением покрытий, свойства которых соответствуют эксплуатационным требованиям. Легирование поверхностных слоев и нанесение покрытий с использованием концентрированных потоков энергии проводят, как правило, с целью повышения таких поверхностно чувстви-

тельных свойств, как твердость, износо- и жаростойкость [1–3]. Большой интерес вызывают методы упрочнения поверхности с использованием импульсных плазменных источников, поскольку они относительно дешевы, позволяют упрочнять сравнительно большие площади поверхности, сочетают термическое воздействие с легированием оплачиваемых слоев. Примером такой обработки является электровзрывное легирование (ЭВЛ) металлов и сплавов [4]. Инструментом воздействия на поверхность при ЭВЛ являются импульсные многофазные плазменные струи, формируемые из продуктов электрического взрыва проводников. Обработка поверхности проводится с ее оплавлен-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

нием. При этом вблизи поверхности образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления, а в зоне оплавления, насыщаемой компонентами струи, развиваются интенсивные процессы конвективного перемешивания, приводящие к перераспределению легирующих элементов по всей глубине расплава.

Повышение свойств поверхности металлов и сплавов после ЭВЛ осуществляют с помощью электронно-пучковой обработки (ЭПО) [5–9]. Импульсные плазменные струи, используемые при ЭВЛ, и низкоэнергетические высокопоточные электронные пучки имеют сопоставимые значения времени воздействия на поверхность, диаметра зоны обработки (~1 см) и поглощаемой плотности мощности (~1 ГВт/м²), что дает возможность их эффективного совместного применения. В настоящее время уже выполнены работы по изучению результатов их совместного использования при алитировании и бороалитировании, меднении и боромеднении стали 45, алитировании и бороалитировании технически чистого титана [10, 11].

Известно, что легирование цирконием повышает коррозионную стойкость титана в соляной кислоте любой концентрации, в серной кислоте при концентрации менее 75 %. Цирконий также повышает стойкость титана в растворах фосфорной кислоты и в растворах хлоридов. Повышение коррозионной стойкости титановых сплавов можно совместить с упрочнением материала, если наряду с цирконием вводить твердые дисперсные частицы оксида циркония. В результате этого максимальная прочность, коррозионная и износостойкость титановых сплавов сочетаются с высоким модулем упругости и небольшой плотностью [12].

Цель настоящей работы – анализ структуры и свойств поверхности титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному науглероживанию совместно с оксидом циркония и последующей ЭПО.

Материалы

и методы исследования

Электровзрывное легирование осуществляли на установке ЭВУ 60/10 при поглощаемой плотности мощности плазменной струи $q_p =$

$= 5,5 \text{ ГВт/м}^2$ [4]. Взрываемым проводником служила углеродная лента массой 70 мг, в область взрыва вносили порошок оксида циркония массой 50 мг. Для ЭПО использовали установку «СОЛО», разработанную и созданную в Институте сильноточной электроники СО РАН [13]. Плотность энергии пучка электронов E_s варьировали в пределах 45...60 Дж/см² при длительности импульсов электронной обработки t , равной 100 и 200 мкс, и количестве импульсов N , равном 10 и 20 имп. Частота следования импульсов составляла 0,3 с⁻¹.

Исследования поверхности облучения производили методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Трибологические характеристики упрочненного слоя оценивались на основании данных об износостойкости и коэффициенте трения.

Результаты и обсуждение

Поверхность титана после ЭВЛ характеризуется формированием неоднородного покрытия (рис. 1). Анализ его структуры, выполненный методами сканирующей электронной микроскопии в обратно отраженных электронах, выявил резко различающиеся по контрасту участки (рис. 2). Основная часть поверхности окрашена в серый цвет; в белый цвет окрашены области глобулярной формы размерами от 5 до 30 мкм (рис. 2, а); в темный цвет – стержни длиной от 10 до 50 мкм и толщиной от 2 до 4 мкм (рис. 2, б).

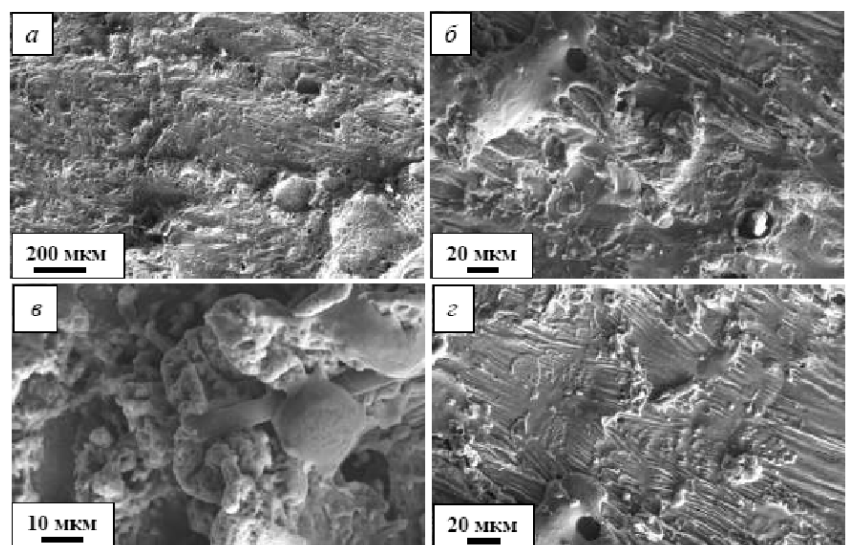


Рис. 1. Морфология поверхности технически чистого титана ВТ1-0 после электровзрывного легирования

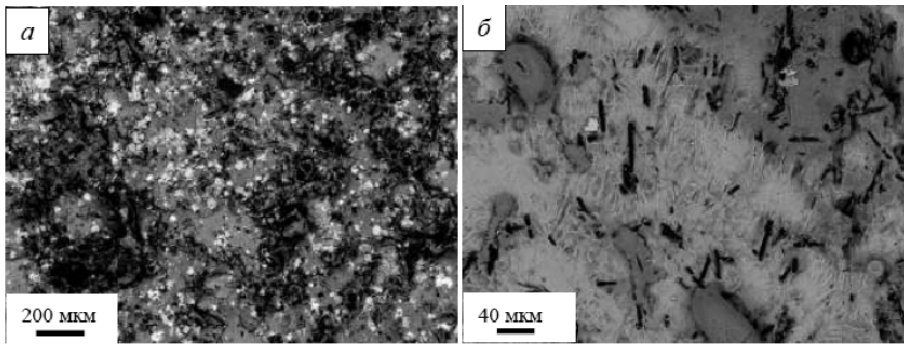


Рис. 2. Структура поверхности технически чистого титана VT1-0, подвергнутого электровзрывному науглероживанию с оксидом циркония (изображение получено в обратно отраженных электронах)

При съемке в обратно отраженных электронах более светлыми выявляются участки материала, обогащенные атомами с большим атомным весом, и наоборот, более темными являются участки поверхности, обогащенные атомами с относительно малым атомным весом [14, 15]. В нашем случае наиболее высоким атомным весом обладает цирконий, следовательно, области глобулярной формы обогащены атомами циркония. Относительно малым атомным весом обладает углерод, следовательно, стержни являются частицами, образовавшимися при разрушении углеграфитовой ленты.

Исследования поверхности ЭВЛ после ЭПО показали, что в центральной части зоны воздействия пучка электронов, размеры которой увеличиваются от 10 мм при $E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$ до 18 мм при $E_s = 60 \text{ Дж/см}^2$, рельеф поверхности выглаживается (рис. 3, а). Формируется поликристаллическая структура (рис. 3, б), средний размер зерен которой увеличивается с ростом E_s от 10 мкм при 45 Дж/см^2 до 22 мкм при 50 Дж/см^2 . Увеличение E_s до 60 Дж/см^2 при $\tau = 100 \text{ мкс}$ сопровождается формированием поликристаллической структуры с высоким уровнем разности зернистости (рис. 3, в). Размер зерен изменяется в пределах от 3 до 40 мкм. Мелкие зерна группируются в отдельные области. Следовательно, при данном режиме облучения в поверхностном слое титана реализуются условия, способствующие протеканию процесса динамической рекристаллизации [16–19]. При этой же E_s и $\tau = 200 \text{ мкс}$ формируется более однородная структура, размер зерен которой изменяется в пределах от 10 до 20 мкм.

В их объеме независимо от E_s выявляется субмикроструктурная ячеистая структура, характерная для скоростной кристаллизации, размер ячеек которой изменяется в пределах $0,25 \dots 0,50 \text{ мкм}$ (рис. 4, з). За пределами центральной зоны образца наблюдается структура, характеризующаяся различной степенью легирования поверхностного слоя. Поверхность легирования сглаживается, однако

присутствуют микротрещины и микрократеры.

После ЭПО изменяется и элементный состав поверхностного слоя. В центральной зоне фиксируется однородный твердый раствор циркония в титане, содержащий сравнительно небольшое количество углерода (рис. 4, а, б). На границе центральной зоны и на периферии зоны ЭПО области, обогащенные цирконием (рис. 4, в, з) и углеродом (рис. 4, д, е), сохраняются.

Износостойкость титана, определяемая по изменению площади поперечного сечения канавки износа, после ЭПО максимальна при $E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 100 \text{ мкс}$, $N = 10 \text{ имп.}$ и приблизительно в 1,3 раза выше износостойкости титана в исходном состоянии (рис. 5). С увеличением E_s износостойкость облученных образцов снижается. При $E_s = 60 \text{ Дж/см}^2$ износостой-

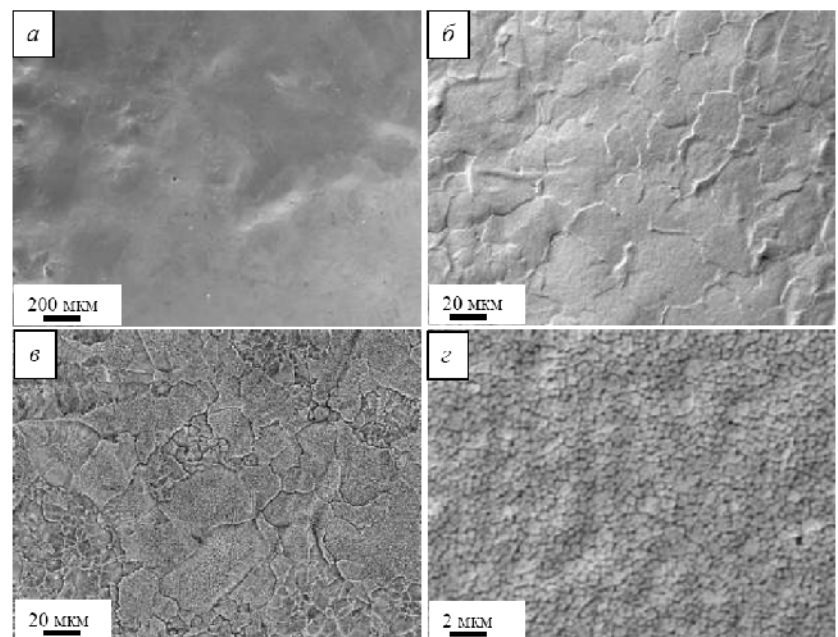


Рис. 3. Структура поверхности технически чистого титана VT1-0, подвергнутого электровзрывному науглероживанию совместно с оксидом циркония и последующей ЭПО

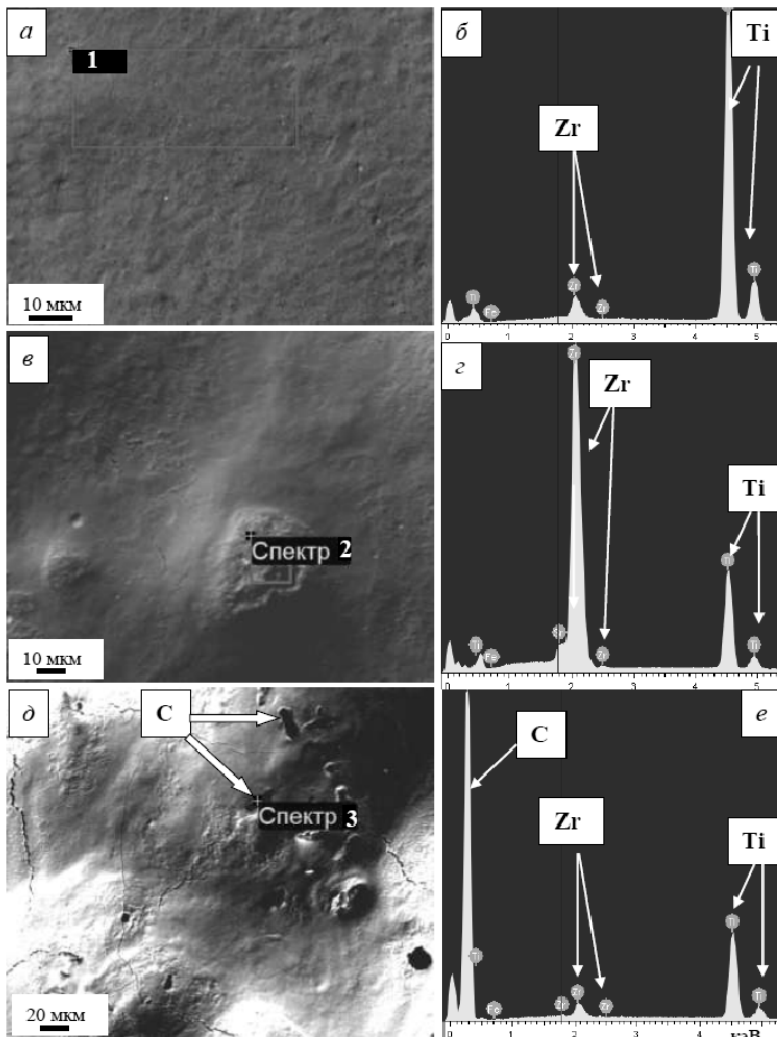


Рис. 4. Структура поверхности технического чистого титана VT1-0 после электровзрывного науглероживания совместно с оксидом циркония и последующей ЭПО (а, в, д) и энергетические спектры (б, г, е), полученные с выделенных на а, в, д участков поверхности, где а, б соответствуют центральной зоне обработки; в–е – участкам на периферии

кость несколько повышается при увеличении длительности и количества импульсов воздействия пучка электронов.

Выявлено, что износостойкость облученной поверхности титана после ЭВЛ и ЭПО увеличивается при снижении коэффициента трения в режимах ЭПО, когда E_s равна 45...60 Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп. (рис. 6).

Выводы

Показано, что электровзрывное легирование технического чистого титана сопровождается формированием упрочненного слоя с субмикроструктурной структурой и неоднородным распределением по поверхности легирующих элементов. Выявлены участки, обогащенные либо атомами циркония, либо

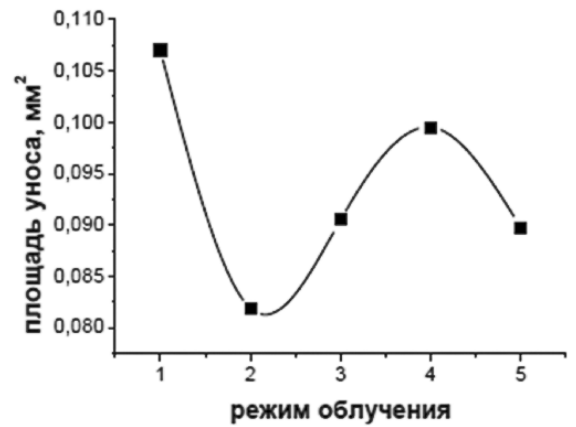


Рис. 5. Зависимость площади поперечного сечения канавки износа от режима ЭПО:

1 – исходный образец; 2 – $E_s = 45$ Дж/см²; $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп.; 3 – $E_s = 50$ Дж/см²; $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп.; 4 – $E_s = 60$ Дж/см²; $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп.; 5 – $E_s = 60$ Дж/см²; $\tau = 200$ мкс, $N = 20$ имп.

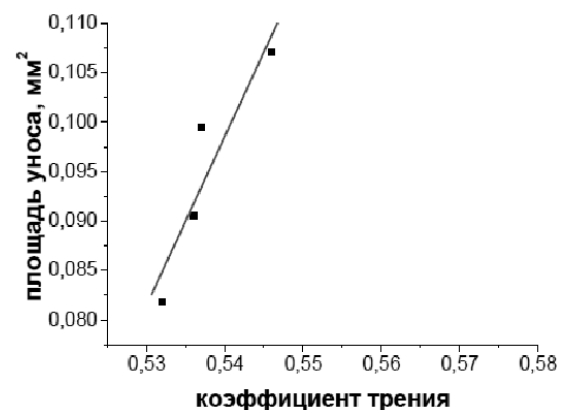


Рис. 6. Корреляционная зависимость, связывающая площадь поперечного сечения канавки износа и коэффициента трения

атомами углерода. Определены режимы последующей электронно-пучковой обработки, выравнивающей рельеф и элементный состав поверхности легирования. Показано, что износостойкость легированного слоя титана после электронно-пучковой обработки увеличивается в 1,3 по сравнению с основной при снижении коэффициента трения.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

Список литературы

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



2. *Погребняк А.Н., Тюрин Ю.Н.* Модификация свойств материалов и осаждение покрытий с помощью плазменных струй // *Успехи физ. наук.* – 2005. – 175. – № 5. – С. 515–544.

3. *Шитко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г.* Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. – Минск: «Навука і тэхніка», 1995. – 280 с.

4. *Физические основы* электронно-лучевого легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГУ, 2007. – 301 с.

5. *Электровзрывное* науглероживание титана: рельеф, структура и твердость поверхности / Л.П. Башенко, Н.А. Соскова, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, К.В. Иванов, А.В. Ионина, В.Е. Громов // *Деформация и разрушение материалов.* – 2012. – № 3. – С. 15–19.

6. *Особенности* модифицированных поверхностных слоев титана при электронно-лучевом науглероживании / Л.П. Башенко, И.Т. Ефименко, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, А.В. Ионина, В.Е. Громов // *Физика и химия обраб. материалов.* – 2012. – № 2. С. 65–69.

7. *Фазовый состав* поверхности технически чистого титана VT1-0 после электронно-лучевого карбоборирования / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Соскова, С.В. Райков, Е.А. Будовских, А.В. Ионина // *Обработка металлов.* – 2012. – № 1. – С. 77–80.

8. *Влияние* электронно-лучевой обработки на структуру и микротвердость поверхности технически чистого титана VT1-0 после электронно-лучевого науглероживания / Л.П. Башенко, Н.А. Соскова, Ю.Ф. Иванов, А.Д. Тересов, С.В. Райков, Е.А. Будовских, В.Е. Громов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* – 2012. – Т. 9. – № 1. – С. 15–22.

9. *Электронно-лучевая* обработка поверхности сплавов на основе титана, модифицированных плазмой электрического взрыва проводящего материала / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Соскова, Ю.А. Денисова, А.Д. Тересов, Е.А. Петрикова, Е.А. Будовских // *Изв. РАН. Серия физ.* – 2012. – Т. 76. – № 1. – С. 1393–1399.

10. *Структура, фазовый состав и свойства титана* после электронно-лучевого легирования и электронно-лучевой обработки: монография / Ю.Ф. Иванов, С.В. Карпий, М.М. Морозов и др. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2010. – 173 с.

11. *Формирование* структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электронно-лучевом легировании и электронно-лучевой обработке / под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.

12. *Анциферов В.Н., Сиротенко Л.Д., Ханов А.М., Яковлев И.В.* Композиционные материалы и конструкции на основе титана и его соединений. – Новосибирск: Изд-во Института гидродинамики СО РАН, 2001. – 370 с.

13. *Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н.* Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения // *Структура и свойства перспективных металлических материалов.* – Гл. 13. – С. 345–382 / под общ. ред. А.И. Потеева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 580 с.

14. *Брандон Д., Каплан У.* Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. – М.: Техносфера, 2006. – 384 с.

15. *Кристалл М.М., Ясников И.С., Полуин В.И., Филатов А.М., Ульяненко А.Г.* Сканирующая электронная микроскопия и рентгено-спектральный микроанализ в примерах практического применения. – М.: Техносфера, 2009. – 208 с.

16. *Горелик С.С.* Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

17. *Рекристаллизация* металлических материалов / ред. Ф. Хесснер. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.

18. *Ларионов Л.Н., Засимчук Е.Э.* Механизм рекристаллизации деформированных металлов / *Изучение дефектов кристаллического строения металлов и сплавов.* – Киев: Наукова думка, 1966. – С. 70–84.

19. *Ларионов Л.Н.* Отдых, полигонизация, рекристаллизация и рост зерен // *Физические основы прочности и пластичности металлов.* – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 255–322.

Electron-beam treatment of titanium VT1-0 surface after electroexplosive carburizing with zirconium oxide

N.A. Soskova, E.S. Vaschuk, E.A. Budovskikh, V.E. Gromov, S.V. Raykov, Yu.F. Ivanov, A.A. Losinskaya, D.V. Pavliukova

By scanning electron microscopy and X-ray spectrum microanalysis the surface electroexplosive carburizing with zirconium oxide commercially pure titanium before and after electron beam treatment was studied. Regimes of the subsequent electron-beam treatment smoothing relief and element composition of the alloying surface were determined. The formation of the submicrocrystalline structure of surface treated and increase of its wear resistance in 1.3 times was revealed.

Key words: electron-beam treatment, electroexplosive alloying, carburizing, zirconium oxide, titanium, scanning electron microscopy.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ С РАЗЛИЧНЫМ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ*

*Г.Г. МАЙЕР, младший научный сотрудник
 Е.Г. АСТАФУРОВА, канд. физ.-мат. наук
 Е.В. НАЙДЕНКИН, канд. физ.-мат. наук
 (ИФПМ СО РАН, г. Томск)
 С.В. ДОБАТКИН, доктор техн. наук
 (ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, г. Москва)
 В.С. КОШОВКИНА, студентка
 (ТПУ, г. Томск)
 А.Ю. ЧУМАЧЕНКО, аспирант
 Н.С. БЕЛОУСОВА, доцент
 (НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 13 декабря 2012 года

Майер Г.Г. – 634021, г. Томск, пр. Академический 2/4,
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail: galinazg@yandex.ru

Проведены исследования по влиянию отжига на микроструктуру и фазовый состав низкоуглеродистых сталей 10Г2ФТ и 06МБФ с субмикроструктурной структурой, сформированной из различных исходных состояний (феррит-перлит, мартенсит, феррит) методом равноканального углового прессования. Субмикроструктурная структура в исследуемых сталях обладает высокой стабильностью к нагреву (до 500 °С). Изучена кинетика роста зерна и проведена оценка энергии активации собирательной рекристаллизации (303...420 кДж/моль) полученных субмикроструктурных состояний в сталях при отжигах выше границы термической стабильности.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, субмикроструктурная структура, равноканальное угловое прессование, термическая стабильность, карбиды.

Введение

Актуальной задачей современного материаловедения является поиск путей повышения термической стабильности субмикроструктурных (СМК) и нанокристаллических (НК) структурных состояний, сформированных методами интенсивной пластической деформации (ИПД) в металлических материалах, так как они обладают большой запасенной энергией и при нагреве могут переходить в крупнокристаллическое состояние, теряя свойства, обусловленные малым размером зерна.

Изучение структуры и термической стабильности НК- и СМК-материалов в большинстве случаев проводили на чистых металлах (в том числе α -Fe) и показали, что рост зерен начинается при $T/T_{пл} \leq 0,4$ [1–3]. Эволюция микроструктуры СМК- и НК-состояний в таком важном классе конструкционных материалов, как низкоуглеродистые стали при отжигах, изучена недостаточно подробно [4–6]. В работах, посвященных ИПД низкоуглеродистых сталей, авторы ограничивались в основном исходным ферритно-перлитным состоянием [5, 6]. Систематических сравнительных исследо-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

ваний и анализа структурно-фазовых состояний при ИПД и последующих термических воздействиях сталей с различной исходной структурой проведено не было. В этой связи исследования термической стабильности структуры и кинетики роста зерна при отжигах СМК-сталей в зависимости от их исходного структурно-фазового состояния являются актуальными, так как они позволяют обоснованно подходить в выборе исходной структуры сталей для достижения высокой термической стабильности структур, сформированных при ИПД.

Методика проведения исследований

В качестве объекта исследования были выбраны низкоуглеродистые стали 10Г2ФТ (Fe-1,1Mn-0,1Cr-0,1Ni-0,1Al-0,2Si-0,1P-0,1Ti-0,1V-0,1C) и 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,03Nb-0,06V-0,09C). Для получения ферритно-перлитного состояния сталь 10Г2ФТ после горячейковки (температура концаковки ~1000 °С, охлаждение на воздухе) подвергали нормализации 30 мин при 950 °С. Мартенситное состояние в стали 10Г2ФТ получали закалкой от 1180 °С (выдержка 30 мин) в воду. Сталь 06МБФ закаливали от 920 °С (30 мин), затем проводили высокий отпуск (улучшение) при $T = 670$ °С (1 ч). В результате такой обработки в стали 06МБФ получали ферритную структуру.

СМК-структуру в сталях формировали методом равноканального углового прессования (РКУП) (режим B_C , угол сопряжения между каналами Φ составлял 120°, $N = 4$ прохода при $T = 200$ °С для ферритно-перлитного состояния; $N = 4$ при $T = 400$ °С для мартенситного состояния; $N = 6$ при $T = 300$ °С для ферритного состояния). Эквивалентную деформацию, реализуемую при РКУП, рассчитывали по соотношению $\varepsilon_N = (2N / \sqrt{3}) \text{ctg} (\Phi/2)$ [1], для стали 10Г2ФТ она составила 2,7, для 06МБФ – 4,0.

После РКУП образцы отжигали при температурах 300, 400, 500, 550, 600, 650 и 700 °С в среде инертного газа с последующей закалкой в воду. Продолжительность отжигов составляла 1–12 ч.

Анализ структуры выполняли с использованием просвечивающих элек-

тронных микроскопов (ПЭМ) Philips CM200, Philips CM30 при ускоряющем напряжении 200 и 300 кВ и растрового микроскопа Quanta 200 3D (с приставкой для анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов, EBSD-анализа). Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (с монохроматором) с использованием Cu K_α излучения.

Результаты исследования и обсуждение

Структура нормализованной стали 10Г2ФТ до РКУП состояла из смеси феррита (средний размер зерна 4,2 мкм) и пластинчатого перлита (<20 %). После закалки сталь 10Г2ФТ имела структуру пакетного мартенсита со средним размером бывшего аустенитного зерна 20 мкм и шириной мартенситных пластин 0,15 мкм. Закалка и улучшение стали 06МБФ привели к формированию ферритного состояния сложной морфологии: глобулярного феррита с размером зерна 2,4 мкм и пластинчатого феррита с толщиной пластин ~0,4 мкм. Во всех исходных состояниях наблюдали систему мелких M_3C , M_3C (< 20 нм) и крупных карбидов M_3C , M_{23}C_6 (30...70 нм), расположенных на границах и в теле зерен.

После РКУП структура во всех исследуемых сталях представляет собой ферритокарбидную смесь различной морфологии. Независимо от исходного состояния РКУП привело к формированию СМК-структуры с размером элементов ~ 300 нм (см. таблицу) и высокой плотностью дислокаций $\langle \rho \rangle = (3-8) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (исходные значения $\langle \rho \rangle = (1-7) \times 10^9 \text{ см}^{-2}$). Детальное описа-

Влияние РКУП и последующих отжигов на размер структурных элементов в исследуемых сталях

Состояние	Ферритно-перлитное	Мартенситное	Ферритное
	d , нм		
РКУП	260±90*	310±110	325±200
РКУП + 300 °С	320±160	280±140	–
РКУП + 400 °С	380±180	380±340	320±210
РКУП + 500 °С	410±270	390±320	325±220
РКУП + 600 °С	1600±1200	820±630	740±620
РКУП + 700 °С	2500±2300	2860±2300	3000±1400

* После РКУП структура всех исследуемых сталей – ферритная с карбидами, а используемое в тексте и таблицах состояние стали указывает на различия в исходной структуре до РКУП.

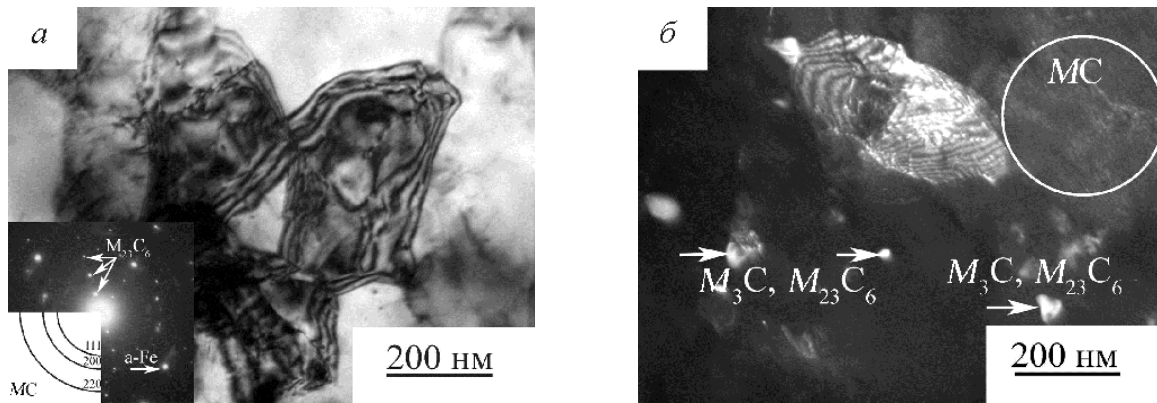


Рис. 1. ПЭМ-изображения структуры стали 10Г2ФТ после РКУП (исходное состояние – феррит-перлит) и отжига при 300 °С (а) и 400 °С (б):

а – светлопольное изображение структуры феррита, стрелками на электроннограмме указаны рефлексы крупных карбидов $M_{23}C_6$ и дифракционные кольца от мелкодисперсных карбидов МС; б – темнопольное изображение структуры стали после отжига 400 °С, полученное в матричном рефлексе α -Fe. Микродифракционная картина к а снята с площади 0,5 $\mu\text{м}^2$

ние влияния РКУП на структуру сталей 10Г2ФТ и 06МБФ приведено в [7, 8].

Отжиги при температуре 300...500 °С (1 ч) приводят к незначительному изменению размеров элементов зеренно-субзеренной структуры и карбидов для СМК-состояний в исследуемых сталях (рис. 1). Методом рентгеноструктурного анализа обнаружено уменьшение плотности дислокаций до $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ и спад микронапряжений кристаллической решетки, что свидетельствует о развитии процессов возврата, обусловленных перераспределением и аннигиляцией дефектов на границах и в теле зерна. Карбидная подсистема исследуемых сталей после РКУП и отжига при температуре 300...500 °С состоит из крупных карбидов $M_{23}C_6$, M_3C с размерами 20...100 нм и мелкодисперсных сферических карбидов МС, M_3C ($< 5 \text{ нм}$) (рис. 1, а). Таким образом, исследуемые СМК-состояния в сталях стабильны до температуры отжига 500 °С, это выше, чем для СМК чистого железа с размером зерна $\sim 200 \text{ нм}$ (стабильно до 250 °С) [9]. Высокая термостабильность исследуемых сталей по сравнению с чистым железом обусловлена стабилизацией сформированных состояний легирующими элементами и карбидами.

Отжиги при температурах выше 550 °С (1 ч) вызывают рост структурных элементов в исследуемых СМК-состояниях (см. таблицу) по механизму собирательной рекристаллизации. Наблюдается увеличение размеров крупных (до 100...300 нм) и мелких (до 10...20 нм) карбидов после отжига при температуре 600 °С. Несмо-

тря на это, в СМК-структуре стали, сформированной из ферритного состояния, после отжига при $T = 600 \text{ °С}$ обнаружены частицы M_3C с размером $\sim 5 \text{ нм}$. После отжига при $T = 700 \text{ °С}$ размер карбидов достигает 300...600 нм во всех исследуемых состояниях сталей. Отжиги способствуют релаксации структуры исследуемых сталей, уменьшению величины уширения рентгеновских линий, спаду значений микродеформации решетки, росту ОКР.

При близком размере структурных элементов после РКУП стали стабильны до температуры отжига 500 °С, т. е. устойчивость СМК-структуры в них не зависит от структурно-фазового состояния до РКУП. При этом наблюдается различная динамика роста зерна при отжигах выше границы термической стабильности (см. таблицу). После отжига при температуре 600 °С в структуре стали 10Г2ФТ, которая до РКУП имела ферритно-перлитную структуру, начинают активно действовать процессы собирательной рекристаллизации, структура трансформируется в мелкокристаллическую с размером зерна 1,6 мкм, границы зерен (ГЗ) преимущественно большеугловые. Их доля после отжига при $T = 600 \text{ °С}$ достигает $\sim 90 \%$ от общей доли ГЗ, а после отжига при 700 °С $\sim 95 \%$ (рис. 2, а, б).

Отжиги при $T = 600$ и 700 °С по другому влияют на СМК-структуру сталей, которые до РКУП имели структуру мартенсита (рис. 2, в, г) и феррита (рис. 2, д, е). Они обладают схожей кинетикой роста зерна при заданных температурах отжига. После отжига при

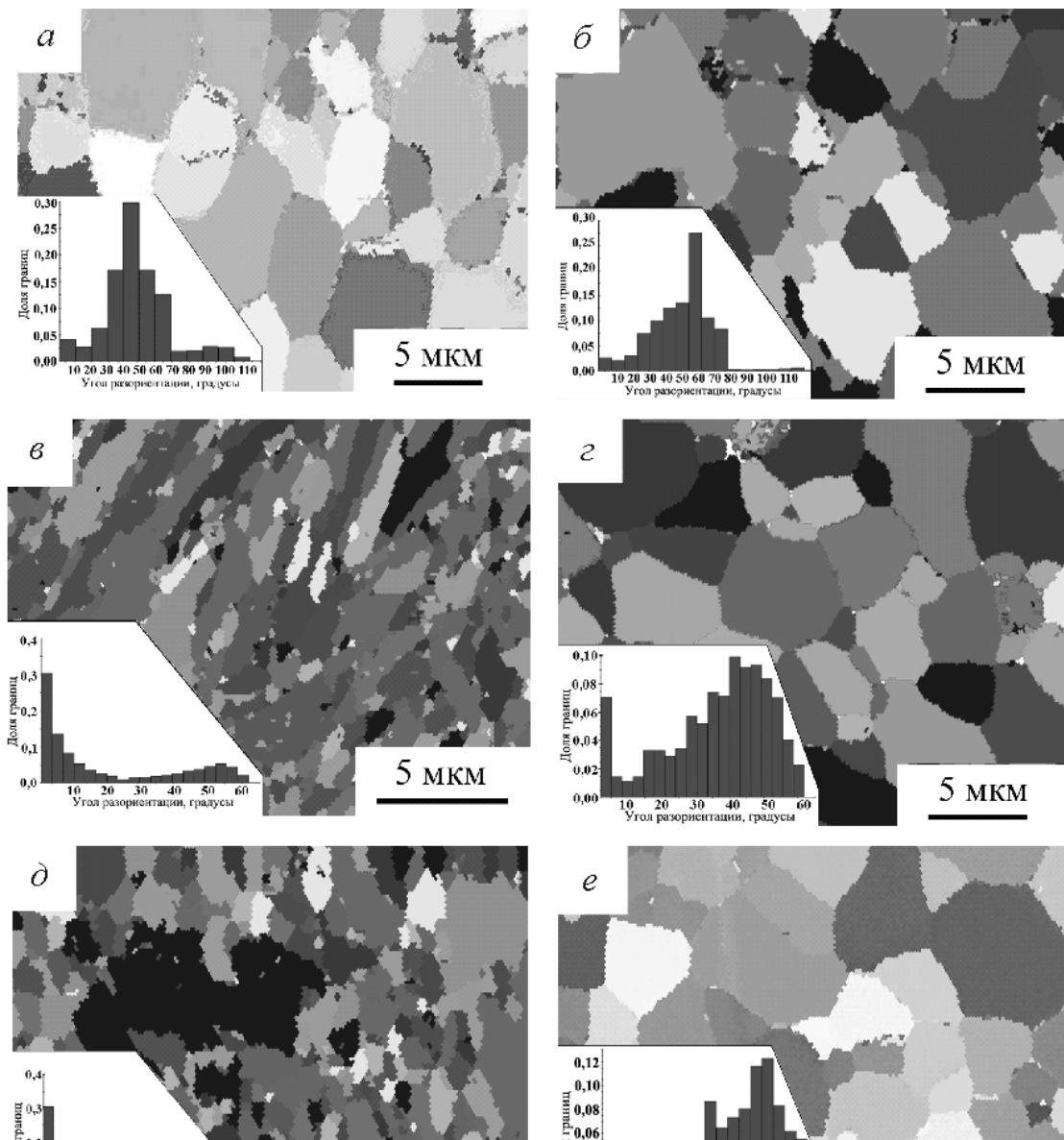


Рис. 2. EBSD-карты зеренной структуры и распределение доли границ зерен по углам в стали 10Г2ФТ и стали 06МБФ после РКУП и последующих отжигов при $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, в, д) и $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б, з, д):

а, б – ферритно-перлитное состояние; в, з – мартенситное состояние; д, е – ферритное состояние

температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается рост элементов структуры до $740\text{...}820\text{ нм}$ (см. таблицу), но в отличие от стали, полученной при РКУП в феррито-перлитном состоянии, они сохраняют СМК-характер. Только после отжига при температуре $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ их структура переходит в мелкокристаллическую с долей большеугловых границ $\sim 90\%$ от общей доли ГЗ. Таким образом, при близком размере структурных элементов после РКУП СМК-сталь 10Г2ФТ, полученная при РКУП из ферритно-перлитного состояния, менее устойчива к нагреву по сравнению со сталями, полученными при РКУП мартенсита и феррита.

Различия в динамике роста зерна исследуемых сталей обусловлены различиями в морфологии структуры, в уровне внутренних напряжений, в составе, размерах и распределении карбидов в объеме материала.

Медленный рост зерна в стали с исходно мартенситной структурой в сравнении с ферритно-перлитной может быть связан с более равномерным распределением легирующих компонентов и карбидов в ней как до, так и после РКУП. А в стали 06МБФ более равновесное состояние после РКУП, по сравнению с другими сталями, а также наличие в ее структуре при температуре отжига $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ мелкодисперсных карбидов $\sim 5\text{ нм}$,

также препятствуют миграции границ зерен при отжигах и способствуют стабилизации СМК-структуры.

В общем случае рост зерна можно описать с помощью выражения [10]

$$d^{1/N} - d_0^{1/N} = K_0 t^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right),$$

где d_0 и d – размер зерна до и после отжига; N – экспоненциальный множитель роста зерна, константа; K_0 – коэффициент роста зерна; T – температура; t – время; Q – энергия активации миграции границы зерна; R – универсальная газовая постоянная. Значения параметра N зависят от чистоты материала, для чистых материалов N близко к 0,5 [10]. На основе экспериментальных значений размера зерна исследуемых сталей при температуре отжига 550 °С ($t = 2, 4, 12$ ч) определили коэффициент роста зерна $N \sim 0,2$ для исследуемых сталей по наклону графика зависимости $\ln d^{1/N}$ от $\ln t$, где t – время отжига, принимают, что $d_0 \ll d$. Аналогичный результат был получен в работе [5] по исследованию кинетики роста зерна в СМК ферритно-перлитной стали (Fe-0,15% C-Si-Mn).

Значение Q оценивали по наклону зависимости $\ln(d^{1/N} - d_0^{1/N})$ от $1/T$, за d брали размеры элементов структуры с большеугловыми разориентировками после отжигов $T > 500$ °С (1 ч) (рис. 3). В работах [5, 11] показано, что значения Q для СМК и НК чистого α -Fe соответствуют энергии самодиффузии границ зерен в α -Fe ($Q = 164 \dots 174$ кДж/моль). Значения Q для ис-

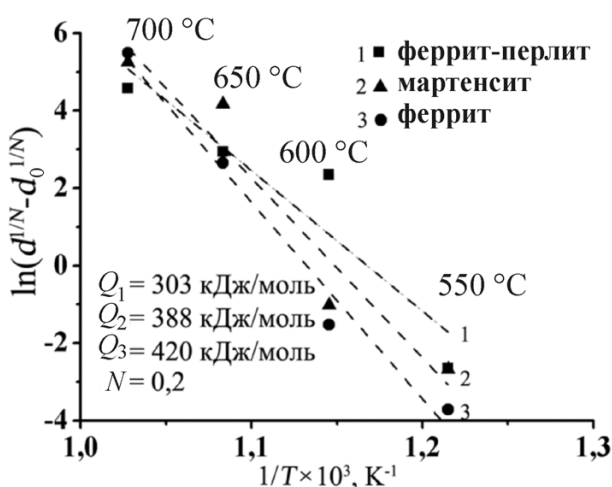


Рис. 3. Определение Q [кДж/моль] в исследуемых сталях. Надписи на рисунках указывают на различия в структуре стали до РКУП

следуемых сталей ($Q = 303 \dots 420$ кДж/моль, $N = 0,2$) превышают значения Q для СМК чистого α -Fe [11] и для СМК ферритно-перлитной стали (Fe-0,15 % C-Si-Mn) ($Q = 174 \dots 179$ кДж/моль, $N = 0,2$) [5]. Это происходит из-за присутствия в сталях дисперсных фаз, которые препятствуют миграции границ зерен при отжигах.

Наибольшими значениями энергии Q обладают СМК-структуры в сталях, полученных из мартенситного и ферритного состояний. Эти отличия связаны с различиями в долях большеугловых ГЗ, в распределении и размере ультрадисперсных карбидов, степени неравновесности структуры сталей после РКУП.

Следует выделить, что СМК-состояние в стали 06МБФ, полученное из ферритного состояния, обладает наибольшей Q , что, дополнительно к упомянутым выше фактам, может быть обусловлено присутствием в ее составе молибдена.

Заключение

В работе проведены исследования по влиянию отжигов на микроструктуру и фазовый состав низкоуглеродистых сталей 10Г2ФТ и 06МБФ с субмикроструктурной структурой, сформированной из различных исходных состояний (феррит-перлит, мартенсит, феррит) методом РКУП.

При близком размере элементов зеренно-субзеренной структуры после РКУП (~300 нм) исследуемые стали стабильны до температуры отжига $T = 500$ °С. Выше температуры отжига 500 °С обнаружена различная кинетика роста зерна в зависимости от исходного состояния стали. Показано, что исследуемые СМК-состояния обладают большей энергией активации собирательной рекристаллизации ($Q = 303 \dots 420$ кДж/моль) в сравнении с СМК α -Fe, что обусловлено наличием карбидов в сталях.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 12-03-31706_мол_a.

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 397 с.

2. Nanomaterials by severe plastic deformation, NanoSPD5 (ed. by J.T. Wang, R.B. Figueiredo, and T. Langdon) – Switz.: Trans Tech Publ. Ltd, 2011 – P. 1224.

3. Горелик С.С., Добаткин С.В., Кануткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов – М.: МИСиС, 2005. – С. 432.

4. Dobatkin S.V., Odessky P.D., Shagalina S.V. Ultrafine grained low carbon steels processed by severe plastic deformation // Mat. Sci. Forum. – 2008. – V. 584-586. – P. 623–630.

5. Park K.-T., Shin D. Annealing behavior of submicrometer grained ferrite in low carbon steel fabricated by severe plastic deformation // Mat. Sci. Eng. A. – V. 334. – 2002. – P. 79–86.

6. Park K.-T., Shin D.H., Lee J.G. et al Thermal stability and mechanical properties of ultrafine grained low carbon steel // Mat. Sci. Eng. A. – V. 293. – 2000. – P. 165–172.

7. Астафурова Е.Г., Захарова Г.Г., Найденкин Е.В. и др. Особенности микроструктуры и механическое поведение стали 06МБФ после равноканального углового прессования // Письма о материалах. – 2011. – Т. 1. – С. 198–202.

8. Астафурова Е.Г., Захарова Г.Г., Найденкин Е.В. и др. Влияние равноканального углового прессования на структуру и механические свойства низкоуглеродистой стали 10Г2ФТ // ФММ. – 2010. – Т. 110. – № 3. – С. 275–284.

9. Han B.Q., Lavernia E.J., Mohamed F.A. Mechanical properties of iron processed by severe plastic deformation // Metall. and Mat. Trans. A. – 2003. – V. 34. – P. 71–83.

10. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1967. – С. 403.

11. Malow T.R., Koch C.C. Grain growth in nanocrystalline iron prepared by mechanical attrition // Acta mater. – V. 45, N. 5. – P. 2177–2186.

Thermal stability of ultrafine-grained structure produced by equal channel angular pressing in Fe-Mn-V-Ti-0.1C and Fe-Mo-Nb-V-0.1C low-carbon steels with various phase composition

G.G. Mayer, E.G. Astafurova, S.V. Dobatkin, E.V. Naydenkin, V.S. Koshoina, A.Yu. Chumachenko, N.S. Belousova

The influence of annealing at 300-700 °C on microstructure and phase composition of low-carbon steels with ultrafine-grained structure produced by equal channel angular pressing from various initial states (ferritic-pearlitic, martensite, ferrite) was investigated. The ultrafine-grained structure possesses a high thermal stability up to 500 °C. The kinetic of grain growth under annealing was studied and activation energy for grain growth (303÷420 kJ/mol) of steel investigated was estimated.

Key words: low-carbon steel, ultra-fine grained steel, equal channel angular pressing, thermal stability, carbides.

ВЛИЯНИЕ ЗАЩИТНО-РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ С НАНОПОРОШКАМИ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ БРОНЗОВОГО ЛИТЬЯ*

Н.В. МАРТЮШЕВ, канд. техн. наук
Ю.Н. ПЕТРЕНКО, аспирант
И.В. СЕМЕНКОВ, аспирант
(ТПУ, г. Томск)
Н.В. СТЕПАНОВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 26 ноября 2012 года

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

Представлены данные о применении нанопорошков в составе покрытий формы при литье из свинцово-содержащих бронз. Исследовалось влияние состава применяемого защитно-разделительного покрытия литейной формы на качество поверхности и свойства отливок. Для экспериментальной работы были выбраны следующие покрытия (патент № 2297300): смесь нанопорошка диоксида циркония с индустриальным маслом и такого же состава, но уже на основе нанопорошка оксида алюминия. Показано, что применение данных покрытий литейной формы при литье приводит к снижению количества дефектов на поверхности, снижается шероховатость поверхности отливок. В то же время проникновения частиц порошка из литейного покрытия в отливку не происходит.

Ключевые слова: медь, бронза, кристаллизация, защитно-разделительные покрытия, шероховатость поверхности, бронзовые отливки.

В промышленности бронзы с высоким содержанием свинца применяются, как правило, для изготовления деталей, работающих на износ, и от них не требуется высоких механических свойств. Но существует группа изделий из бронзы, например уплотнения и поршневые кольца компрессоров высокого давления, работающих на износ в условиях циклических нагрузок. В производственной практике они выходят из строя из-за разрушения. Свинец повышает триботехнические свойства таких бронз. Не растворяясь в меди при низких температурах, свинец образует включения в медной матрице, имеющие, как правило, неправильную форму с равной межфазной поверхностью. Обладая очень низкими прочностными характеристиками, эти включения становятся концентраторами напря-

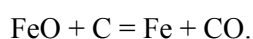
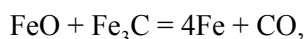
жения. Исходя из этого одним из эффективных способов повышения прочностных характеристик таких бронз является изменение формы свинцовых включений (по аналогии с графитом в чугунах). Для формирования определенной морфологии свинцовых включений отливки охлаждаются с определенными скоростями [1, 2]. Низкие скорости охлаждения приводят к сфероидизации свинцовых включений, высокие – к получению вытянутой формы включений с равной, неровной поверхностью [3]. Оптимальной формой включения, с точки зрения прочности, будет сферическая форма, получаемая при низких скоростях охлаждения. Снизить скорость охлаждения при литье в кокиль можно путем его нагрева. Однако при нагреве кокиля до температур 600...800 °С часто происходит приваривание

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

отливки к литейной форме, что значительно затрудняет её извлечение и приводит к быстрому выходу из строя самого кокиля. Кроме того, литье в кокиль дает структуру с разной зернистостью по сечению отливки.

Одним из путей решения этих проблем может стать использование защитно-разделительных покрытий литейной формы с добавкой специальных теплоизолирующих веществ. В качестве таких веществ предлагается использовать нанопорошок диоксида циркония, обладающий очень низкой теплопроводностью (1,7...1,8 Вт/(м·К)) и нанопорошок оксида алюминия (30...13 Вт/(м·К)). В настоящей работе проведены сравнительные исследования структуры и свойств поверхности отливок из свинцовистых и свинцово-оловянистых бронз, полученных с использованием защитно-разделительных покрытий, содержащих нанопорошки диоксида циркония и оксида алюминия. Кроме этого в статье рассмотрена возможность легирования поверхностного слоя отливки нанопорошком покрытия.

Проведенные ранее эксперименты показали, что использование защитно-разделительных покрытий такого состава в значительной мере влияет на скорость охлаждения поверхности и, как следствие, на её структуру. Однако помимо изменения структуры свинцовистых бронз применение обмазок позволило существенно снизить шероховатость полученных отливок. Так, проведенные эксперименты показали, что заливка расплава в стальные или чугунные формы, нагретые даже до небольших температур 300...400 °С, приводит к интенсивному газообразованию на поверхности формы. Такое газообразование также начинается, когда заливается большое количество расплава (>4 кг) в стальные и чугунные формы с низким отношением массы отливки к массе формы. Согласно [4] в стальной или чугунной изложнице поверхность окисляется при чередовании нагрева и охлаждения. При этом, если изложница содержит цементит или свободный углерод в структуре, будут идти реакции:



В результате этих реакций между слитком и изложницей образуется газ, порождающий сви-

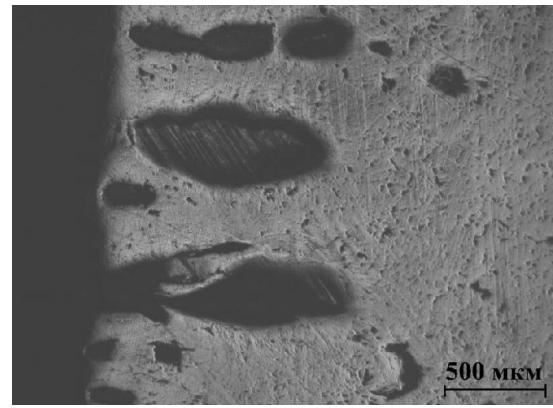


Рис. 1. Свищи, образующиеся на поверхности бронзовых отливок

щи при заливке. Так как количество газа небольшое, то форма свища близка к его форме, получающейся в результате адсорбции, т. е. свищ с острыми краями. На рис. 1 приведен пример свищей, образующихся на поверхности отливки из бронзы БрС10 в чугунную форму, нагретую до температуры около 600 °С. Подобные свищи образовывались и при литье в формы, нагретые до более низких температур (~200...400 °С), но в значительно меньших количествах. Их глубина, как правило, не превышает 1...1,5 мм. Такие дефекты отливки достаточно легко удаляются механической обработкой. В некоторых случаях вместе со свищами образуется газовая пористость, распределенная по всему объему отливки или на глубине до 7–8 мм. Как правило, это явление наблюдалось при заливке в металлические формы, нагретые до температур выше 600 °С или при литье сравнительно больших заготовок (>5 кг). Наблюдаемые в таких условиях газовые поры имели сферическую форму и, как правило, их диаметр не превышал 0,3–0,4 мм. Благодаря сферической форме газовые поры не вызывали значительного снижения механических свойств. Вместе с тем такие дефекты структуры уже не удаётся удалить механическим путем.

На рис. 2 показаны профилограммы поверхностей отливок из бронзы БрС10, залитых (рис. 2, а) в форму с использованием антипригарного противозадирного смазочного материала АСПФ-2/РГУ (рис. 2, б) – использовалась обмазка следующего состава:

- порошок диоксида циркония – 20 %;
- индустриальное масло – 80 %.

Такой состав обмазки позволяет достигать чистоты поверхности отливки Rz 30–40, использование же стандартной обмазки дает лишь

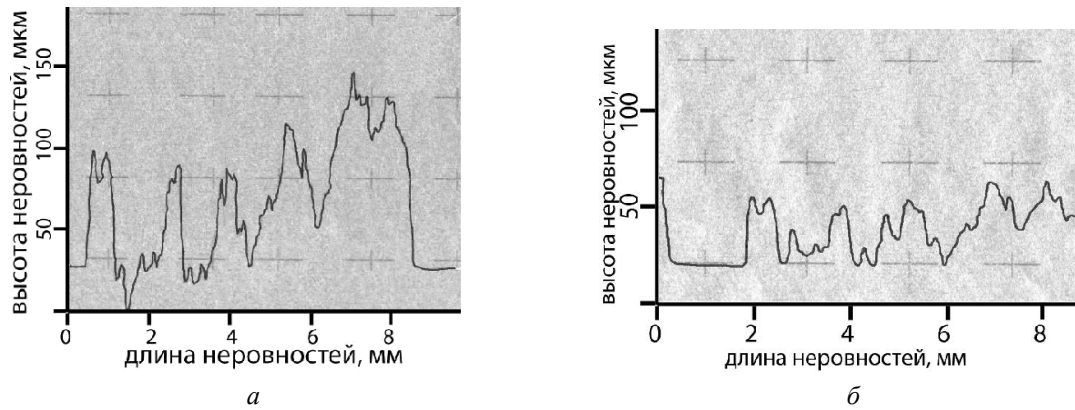


Рис. 2. Профилограммы поверхностей образцов, залитых в различных условиях:

a – с использованием стандартной обмазки;
б – с использованием обмазки на основе УДП диоксида циркония

Rz 100-150. При использовании обмазки на основе УДП оксида алюминия достигалась шероховатость поверхности Rz 40-50.

В первые моменты после заливки расплава в форму идет сгорание связующего, в данном случае индустриального масла, о чем свидетельствует пламя, идущее из литниковой системы. Обычно появляется газовый зазор между стенкой формы и жидким металлом [5]. Этот образовавшийся газ частично выходит вдоль поверхности формы наружу, а в тех местах, где расплав, коснувшись формы, затвердевает, образует свищи. При наличии частиц УДП в обмазке образуется газовая взвесь, состоящая из частиц нанопорошка и продуктов сгорания индустриального масла [4]. Порошок равномерно распределяется по поверхности формы из-за маленького размера частиц (<0,4 мкм). Визуальный осмотр формы после извлечения отливки подтверждает равномерность распределения частиц УДП – обмазанная поверхность получается покрытой сплошным белым налетом оставшихся на поверхности частиц порошка. При этом часть порошка выносятся из зоны заливки выходящими газами. Это хорошо иллюстрирует белый налет на поверхности формы рядом с литником. Таким образом, частицы УДП препятствуют контакту жидкого металла с поверхностью формы и вместе с тем способствуют удалению газов сквозь себя. Залитый металл из-за крайне низкой теплопроводности порошковой взвеси более длительное время находится в жидком состоянии, что позволяет ему затекать в поверхности разъема формы толщиной до 0,2-0,3 мм, чего без использования подобных обмазок не наблюдалось. В итоге нахождение в жидком состоянии более длительное

время позволяет вывести газы без образования свищей, заполнить все пространство формы без образования газовых дефектов и недоливов и получать отливки с более низкой шероховатостью поверхности.

Таким образом, применение УДП в качестве наполнителя в обмазке формы позволило решить проблему образования пор, свищей и других газовых дефектов. В результате поверхность отливки получается чистой, без образования вышеперечисленных дефектов (рис. 3).

Одной из задач проводимых экспериментальных работ было исследование возможности микролегирования поверхностного слоя отливок. Как показал литературный обзор, в ряде случаев возможно насыщение поверхностного слоя легирующими элементами из обмазки [6, 7]. При этом легирующий компонент вводится в обмазку в виде мелкодисперсных порошков. Для того чтобы проникшие в металл частицы порошка могли выступать в качестве зародышей зерен,

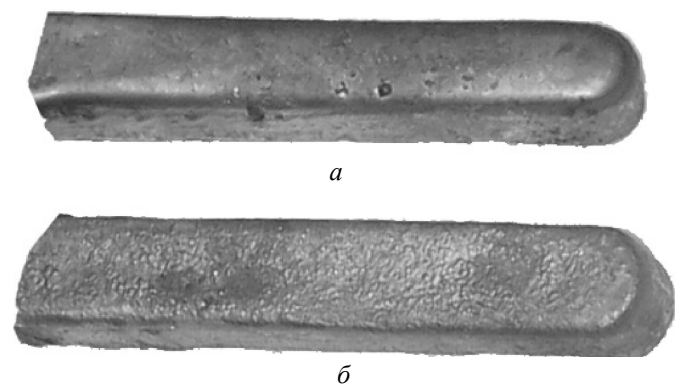


Рис. 3. Внешний вид отливок, полученных:

a – с использованием обмазки на основе УДП диоксида циркония ($\times 2$); *б* – с использованием стандартной обмазки, смеси индустриального масла с порошком оксида хрома ($\times 2$)

Результаты рентгенофлуоресцентного анализа образцов, полученных при различных условиях

Условия заливки	Cu	Pb	Ni	Co	Si	P	Cl	Ti	Fe	Sn
С обмазкой	90,01	9,66	0,02	0,02	0,03	0,04	0,03	0,01	0,03	0,02
Без обмазки	90,91	8,92	0,01	0,02	0,02	0,03	0,04	0,01	0,04	0,01

они должны обладать той же кристаллической решеткой, что и заливаемый металл, и отличаться периодом решетки не более чем на 10–15 % [8]. Используемый в составе разработанных и применяемых в экспериментальных работах обмазок диоксид циркония имеет ГЦК – кристаллическую решетку такую же, как и у меди, вместе с тем отличие по периоду решетки не превышает 15 %. Как уже было подтверждено ранее, низкая теплопроводность порошка диоксида циркония (1,7...1,8 Вт/(м·К)) обеспечивает более длительное нахождение расплава в жидком виде.

Для сравнения составов были проведены РФА исследования образцов, отлитых с использованием обмазки, содержащей в качестве наполнителя УДП диоксида циркония и без использования обмазки, результаты анализа приведены в таблице.

Проведенный анализ показал, что состав обоих образцов приблизительно одинаков. Существенные отличия наблюдаются лишь по содержанию свинца, что объясняется снова более низкой скоростью охлаждения, обеспечиваемой применением УДП в составе обмазки. Более медленная скорость охлаждения уменьшает выделение свинца на поверхности в результате явления обратной ликвации. Содержания циркония в поверхностном слое образца, полученного с использованием обмазки, не было обнаружено, что говорит о том, что легирования не произошло. С большой долей вероятности это можно объяснить тем, что порошок диоксида циркония не смачивается жидкой медью.

Изменения в структуре образцов, создаваемых при использовании обмазки для литейной формы, отражаются на их механических свойствах. Были проведены испытания на ударную вязкость. Для испытаний взяли две группы образцов. Первая – стандартные образцы Шарпи получили фрезерованием отливок (снималось ~2 мм металла с каждой стороны заготовки) и вторая группа – необработанные отливки. Испытания показали, что на обработанных образцах Шарпи ударная вязкость составила 21,8 Дж/см²

для образцов, полученных с использованием УДП диоксида циркония в качестве наполнителя обмазки; 21,5 Дж/см² при использовании оксида алюминия и 21,3 Дж/см² без использования обмазки формы. Таким образом, максимальное отличие результатов составило не более 3 %, в то время как разброс значений ударной вязкости составил ±8 %, что является нормальным для испытаний на ударную вязкость. Исходя из этих данных не представляется возможным говорить о возрастании механических свойств для обработанных образцов.

Испытания же необработанных образцов дали существенные отличия в значениях, выходящих за пределы погрешности измерений и разброса значений. Там, где в качестве наполнителя использовался порошок диоксида циркония, значения ударной вязкости максимальны, использование УДП оксида алюминия дает немного меньшую ударную вязкость. Ударная вязкость образцов, полученных без использования обмазки, значительно ниже 28 %. По анализу изломов, представленных на рис. 4, можно определить причину таких расхождений. Все представленные изломы имеют одинаково развитую структуру, отсюда работа на развитие трещины для этих образцов была равной. Если же посмотреть на края изломов, то видны существенные отличия. По периметру изломов образцов, полученных без использования обмазок, тянется красная каемка, представляющая собой различные литейные дефекты поверхности. На образцах же, полученных с использованием обмазок, таких дефектов поверхности не наблюдается. Благодаря этим дефектам работа на зарождение трещины для образцов, полученных без использования обмазок, значительно ниже, чем у остальных образцов. В итоге ударная вязкость необработанных отливок, при литье которых применялись УДП, выше.

На основании всего вышесказанного можно сделать следующие выводы: применение обмазок литейной формы, содержащих УДП оксидов металлов, позволяет в несколько раз (2-4)

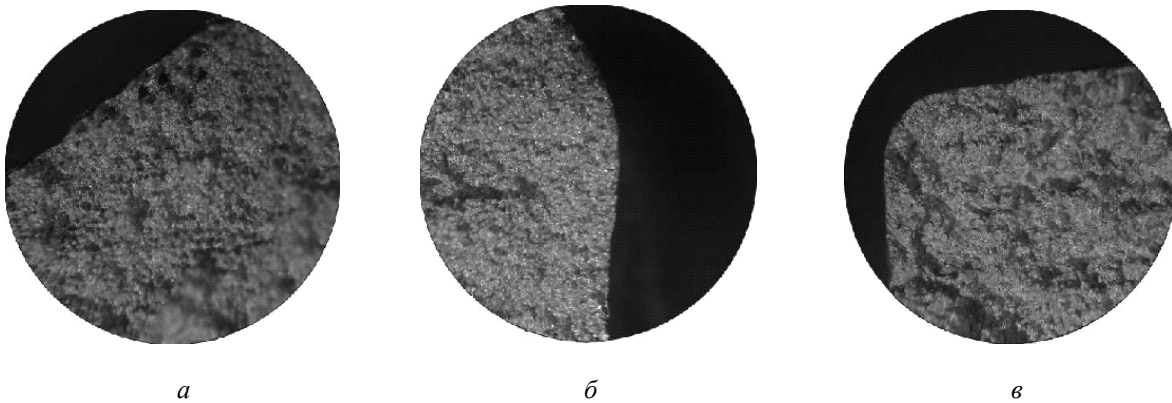


Рис. 4. Фотографии изломов образцов Шарпи свинцовистых бронз при различных составах обмазок литейной формы:

a – без обмазки (x8); *б* – обмазка с Al_2O_3 (x8); *в* – обмазка с ZrO_2 (x8)

снизить шероховатость поверхности отливок, устранить газовые дефекты на поверхности. Это дает возможность значительно снизить припуски на механическую обработку. Такой эффект достигается за счет небольших размеров частиц порошка (<1 мкм); газы, выделяющиеся с поверхности литейной формы, при сгорании связующего обмазки проходят между частицами порошка и выводятся таким образом из зоны заливки металла. Образующаяся в результате этого прослойка между стенками литейной формы и залитым металлом, состоящая из УДП обмазки и выходящих газов, позволит дольше находиться расплаву в состоянии расплава. В результате расплав занимает все пространство литейной формы без образования газовых дефектов и недоливов.

Список литературы

1. Кац А.М. Исследование распределения включений свинца в литой латуни ЛС 63-3 // Цветные металлы. – 1968. – № 5.

2. Мысик Р.К. Структура литых заготовок из свинцовых латуней и механические свойства прутков из этих сплавов // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 1995. – № 2. – С. 35–38.

3. Мартюшев Н.В. Влияние условий кристаллизации на структуру и свойства бронз, содержащих свинец // Металлургия машиностроения. – 2005. – № 4. – С. 32–36

4. Горшков И. Е. Литые слитки цветных металлов и сплавов : учеб. пособие – М. : Металлургиздат, 1952. – 416 с.

5. Барсукова Т.А. Краткие сообщения по научно-исследовательским работам МИЦМиЗ им. М.И. Калинина. – М.: Металлургиздат – 1960. – С. 240.

6. Крушенко Г.Г., Москвичев В.В., Буров А.Е. Применение нанопорошков химических соединений при производстве металлоизделий // Тяжелое машиностроение. – 2006. – № 9. – С. 22–25.

7. Усков И.В., Крушенко Г.Г., Миллер Т.Н., Пинкин В.Ф. Формирование и свойства поверхностно-легированного слоя в отливке // Литейное производство. – 1992. – № 11. – С. 3–10.

8. Пикунов М.В. Литейное производство цветных и редких металлов – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.

Influence of casting coverings with nanopowders on bronze molding surface quality

N.V. Martyushev, Yu.N. Petrenko, I.V. Semenov, N.V. Stepanova

In work are submitted data of casting mold coverings with nanopowders application for molding lead bronze. Influence of a structure of used protective - separating coating of a foundry core on a microstructure of castings was investigated. For experimental work following coverings (the patent № 2297300) – a mix dioxide zirconium nanopowder with industrial oil, and the same structure, but already on a basis on oxide aluminum nanopowder have been chosen. It is shown that these coverings application leads to decrease in quantity of surface defects, the roughness of a cast surface decreases. At the same time penetration of particles of a powder from a foundry covering in casting doesn't occur.

Key words: copper, bronze, coverings of a casting mold, surface roughness, bronze casting.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ*

Д.А. РОМАНОВ, ст. преподаватель
О.В. ОЛЕСЮК, ст. преподаватель
Е.А. БУДОВСКИХ, доктор техн. наук, профессор
В.Е. ГРОМОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор
(СибГИУ, г. Новокузнецк)
Д.С. КРИВЕЖЕНКО, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 12 декабря 2012 года

Романов Д.А. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова 42, Сибирский государственный индустриальный университет, e-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

Разработан метод электровзрывного напыления композиционных покрытий систем W–Cu и Mo–Cu или со слоистой, или наполненной микрокристаллической структурой. Определен комплекс характеристик топографии поверхности покрытий. Износостойкость покрытий увеличивается до двух раз, а электроэрозионная стойкость в условиях искровой эрозии – до 10 раз по сравнению с электротехнической медью M00.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, электроэрозионностойкие покрытия, псевдосплав, шероховатость, микроструктура, износостойкость, электроэрозионная стойкость.

Введение

Обработка поверхности плазменными струями используется для создания покрытий и модификации свойств материалов, что является одной из основных наиболее важных проблем физического материаловедения [1]. Особенности структуры и свойств упрочняющих и защитных покрытий отражают особенности методов, используемых для их напыления. В последние годы получили развитие импульсные методы напыления покрытий, которые позволяют формировать покрытия, обладающие низкой пористостью, нано- и субмикрокристаллической структурой, высокой адгезией с основой и другими достоинствами, которые недостижимы при использовании традиционных методов газотермического напыления. Так, в работах [2, 3] получены по-

крытия из несмешивающихся компонентов системы W–Cu. Однако они имеют малую толщину и нерегулируемый состав. Широкими технологическими возможностями обладает импульсный метод электровзрывного напыления (ЭВН) [4–6]. В связи с этим целью настоящей работы явилось формирование методом ЭВН электроэрозионностойких покрытий на контактных поверхностях прежде всего из несмешивающихся компонентов систем W–Cu и Mo–Cu, изучение их структуры, фазового состава и свойств.

Материалы и методика исследований

Напыление покрытий проводили с использованием электровзрывной установки ЭВУ 60/10М, которая описана в работах [7, 8]. Она включает емкостный накопитель энергии и им-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

пульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализирующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через металлическую фольгу тока большой плотности при разряде на нее накопителя [8]. Из продуктов взрыва формируется сверхзвуковая многофазная плазменная струя, которая служит для напыления покрытий при времени импульса 100 мкс. Подробности методики ЭВН покрытий изложены в [4].

Покрытия наносили на изделия из электро-технической меди марки М00. Использовали медные и молибденовые фольги, а также порошки молибдена или вольфрама с размером частиц 0,1...1,0 мкм. Формировали композиционные покрытия со слоистой и наполненной структурой. Покрытия со слоистой структурой, которые напылялись при тепловом воздействии, вызывающем нагрев поверхности основы до температуры плавления, представляли собой чередующиеся слои молибдена (вольфрама) и меди. Покрытия с наполненной структурой напылялись в условиях, когда поверхность облучения испытывала

оплавление и смешивание материала основы с компонентами многофазной плазменной струи продуктов электрического взрыва фольги и частиц порошковых навесок.

Результаты исследований и их обсуждение

Были получены электроэрозионностойкие покрытия ряда систем, в том числе из несмешивающихся компонентов W–Cu и Mo–Cu [9–12], основные особенности которых рассмотрены ниже.

При ЭВН слоистых покрытий фольгами на поверхности формируются сравнительно гладкие области неправильной формы. При ЭВН слоистых покрытий с дополнительным использованием порошков наблюдаются области с развитым рельефом, образованные частицами порошков. При формировании композиционных покрытий с наполненной структурой на поверхности выделяются хаотически расположенные сравнительно гладкие области неправильной формы и области с развитым рельефом, образованные частицами глобулярной формы с размерами в пределах от 0,5 до 20,0 мкм, суммарная площадь которых составляет 25 и 75 % соответственно. Относительное содержание меди в

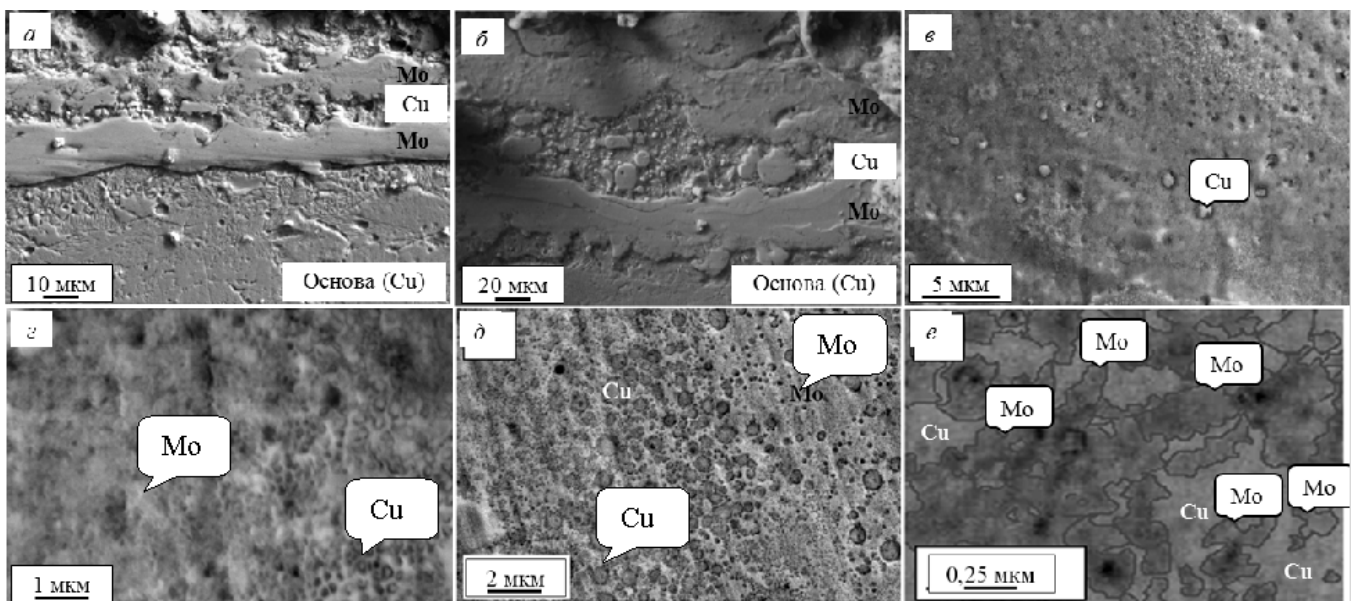


Рис. 1. Характерное изображение структуры композиционных покрытий Mo–Cu, сформированных с использованием фольг:

a, б – покрытие со слоистой структурой; *в, г* – покрытие с наполненной структурой при ЭВН в низкоинтенсивном режиме; *д* – покрытие с наполненной структурой при ЭВН в высокоинтенсивном режиме; *е* – зона смешивания молибдена и меди на границе покрытия с основой (Сканирующая электронная микроскопия. Прямые шлифы)

областях с развитым рельефом ниже, чем в областях с гладким рельефом. На основании этого можно считать, что области с гладким рельефом образованы преимущественно конденсированными частицами продуктов взрыва медной фольги, а области с грубым рельефом – продуктами порошков для ЭВН.

Определен комплекс характеристик топографии поверхности покрытий – параметры шероховатости Ra , $Rmax$, Sm [13]. Рельеф поверхности слоистых покрытий и покрытий с наполненной структурой имеет параметр шероховатости $Ra = 2,0 \dots 2,5$ мкм, $Rmax = 10,1 \dots 33,3$ мкм, $Sm = 40,1 \dots 50,2$ мкм. Наибольшие значения $Ra = 3,0 \dots 4,0$ мкм имеют покрытия системы Mo-Cu с наполненной нанокристаллической структурой.

При напылении слоистых покрытий с использованием фольг молибдена и меди (рис. 1, а, б) оказалось, что толщина единичных слоев пропорциональна массе фольги. При напылении единичных слоев покрытий их толщина достигала 0,14 мм, при последовательном напылении нескольких слоев максимальная толщина сформированных покрытий составляла 2 мм. На границах слоев меди и молибдена с основой вследствие термосилового воздействия плаз-

менной струи на поверхность, нагреваемую до температуры плавления, формируется волнообразный рельеф, который позволяет увеличивать адгезию.

При увеличении поглощаемой плотности мощности воздействия на поверхность происходит искажение границ раздела поверхностного слоя с основой и между его отдельными слоями, а также разрушение слоистой структуры. При этом происходит формирование покрытий с наполненной структурой (рис. 1, в–д). В низкоинтенсивном режиме ЭВН, когда поглощаемая плотность мощности при обработке молибденового слоя продуктами взрыва медной фольги составляла $7,6 \text{ ГВт/м}^2$, в молибденовой матрице по всей толщине покрытия наблюдаются глобулярные включения меди размерами $30 \dots 200$ нм (рис. 1, з). Размер отдельных включений достигает 1 мкм.

При обработке образцов в высокоинтенсивном режиме ЭВН, когда поглощаемая плотность мощности превышала 10 ГВт/м^2 , при обработке молибденового слоя продуктами взрыва медной фольги формируются слои с композиционной наполненной структурой на основе молибдена и меди, в которой размер медных включений достигает 2 мкм (рис. 1, д). В этом случае они не выкрашиваются из матрицы, что способствует

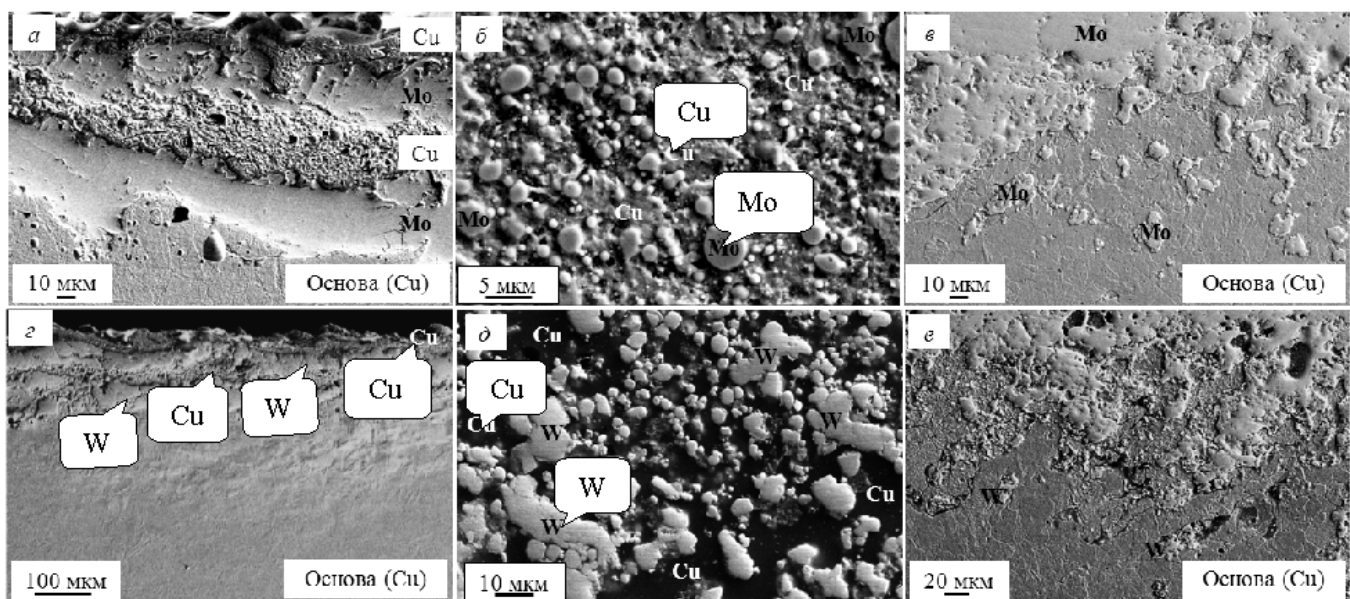


Рис. 2. Характерное изображение структуры покрытий:

а, б – покрытия системы Mo-Cu со слоистой и наполненной структурой соответственно (прямой шлиф); в, е – граница покрытия систем Mo-Cu и W-Cu с основой соответственно (косой шлиф); з, д – покрытия системы W-Cu со слоистой и наполненной структурой соответственно (прямой шлиф) (Сканирующая электронная микроскопия)

улучшению электроэрозионной стойкости поверхностных слоев. На границе покрытий с основой образуется зона смешивания молибдена и меди, в которой наблюдаются изолированные включения молибдена субмикронных размеров в медной матрице.

При увеличении поглощаемой плотности мощности при обработке предварительно напыленного молибденового слоя продуктами взрыва медной фольги формируется структура, образованная глобулярными включениями молибдена размерами около 2 мкм в медной матрице (рис. 2, б). Наблюдаются также субмикронные включения молибдена. В случае аналогичной обработки единичного слоя вольфрама формируется структура, образованная глобулярными включениями вольфрама размерами около 2 мкм в медной матрице (рис. 2, д).

При ЭВН покрытий со слоистой структурой с использованием медных фольг и порошков Mo (рис. 2, а) или W (рис. 2, з) граница покрытий с основой имеет особенности, аналогичные случаю ЭВН покрытий с использованием молибденовой фольги. Важной особенностью обработки является проникновение отдельных частиц вольфрама и молибдена в основу на глубину до нескольких микрометров (рис. 2, в, е).

При использовании электроконтактных композиционных покрытий систем W–Cu и Mo–Cu износостойкость в условиях сухого трения скольжения без смазки по сравнению с износостойкостью электротехнической меди марки М00 увеличивается в 1,7...2,2 раза. Электроэрозионная стойкость в условиях дуговой эрозии покрытий с наполненной структурой толщиной 25 мкм составляет около 10 000 циклов включений-выключений. Дополнительное повышение электроэрозионной стойкости покрытий достигается путем увеличения их толщины при повторном напылении единичных слоев. В процессе ускоренных испытаний на электроэрозионную стойкость в условиях искровой эрозии покрытия с композиционной наполненной структурой всех систем было выявлено ее увеличение примерно в 10 раз.

Заключение

Таким образом, разработан метод электро-взрывного напыления композиционных покрытий систем W–Cu и Mo–Cu со слоистой или на-

полненной микрокристаллической структурой. Определен комплекс характеристик топографии поверхности покрытий – параметры шероховатости: Ra , $Rmax$, Sm . При напылении единичных слоев покрытий их толщина достигает 140 мкм, при последовательном напылении нескольких слоев максимальная толщина сформированных покрытий составляет 2 мм. Толщина покрытий может регулироваться в широких пределах (до 2 мм) в зависимости от условий эксплуатации конкретной номенклатуры упрочняемых деталей. Износостойкость покрытий увеличивается до двух раз, а электроэрозионная стойкость в условиях искровой эрозии – до 10 раз по сравнению с электротехнической медью М00. Результаты работы могут быть использованы для упрочнения медных электрических контактов различной электротехнической аппаратуры.

Исследования выполнены в соответствии с Федеральной целевой программой «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.1154).

Список литературы

1. Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н. Модификация свойств материалов и осаждение покрытий с помощью плазменных струй // Успехи физ. наук. – 2005. – Т. 175. – № 5. – С. 515–544.
2. Иванов Л.И., Дедюрин А.И., Боровицкая И.В. и др. Ударное легирование металлов химически не взаимодействующими с ними элементами при помощи концентрированных импульсных потоков энергии // Перспективные материалы. – 2006. – № 5. – С. 79–83.
3. Иванов Л.И., Дедюрин А.И., Боровицкая И.В. и др. Взаимодействие свинца с железом под действием высокотемпературной импульсной плазмы // Перспективные материалы. – Спец. вып. сент. – 2007. – Т. 1. – С. 158–161.
4. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Электровзрывное напыление электроэрозионно-стойких покрытий: формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионно-стойких покрытий методом электровзрывного напыления. – Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG, 2012, – 170 с.
5. Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.

6. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Будовских Е.А., и др. Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоев титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки. – Новокузнецк: «Интер-Кузбасс», 2012. – 435 с.

7. Автоматизированная электровзрывная установка для повышения эксплуатационных характеристик материалов / Ю.Д. Жмакин, Д.А. Романов, Е.А. Будовских и др. // Промышленная энергетика. – 2011. – № 6. – С. 22–25

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

9. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура электровзрывных композиционных поверхностных слоев системы молибден–медь // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2011. – № 11. – С. 95–100.

10. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура композиционных поверхностных слоев систем W–Cu и Mo–Cu, сформированных электровзрывным способом // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 5. – С. 51–55.

11. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура псевдосплавных покрытий системы молибден–медь, сформированных электровзрывным способом // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 10. – С. 19–21.

12. Опыт и перспективы использования электровзрывной установки ЭВУ 60/10 для модификации поверхности материалов / Д.А. Романов, Е.А. Будовских, Ю.Д. Жмакин, В.Е. Громов // Изв. вуз. Чер. металлургия. – 2011. – № 6. – С. 20–24

13. ГОСТ 27964-88. Измерение параметров шероховатости. Термины и определения. – М.: Изд-во стандартов, 1988. – 14 с.

The structure and properties of the coating by means electrical explosive treatment

Romanov D.A., Olesjuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Krivezhenko D.S.

Developed a method electroexplosive spraying composite coatings systems W-Cu and Mo-Cu or with a layered or filled with microcrystalline structure. The complexes of characteristics of topography surface coatings were specified. Wear resistance of coatings increased to two times, and the electro-resistance in a spark erosion – up to 10 times the electrical copper M00.

Key words: electric explosion of conduction, electroerosion stability coating, pseudoalloy, roughness, microstructure, wear resistance, electroerosion stability.

УДК 669.14:539.4

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕМ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ*

Е.Г. АСТАФУРОВА, канд. физ.-мат. наук

М.С. ТУКЕЕВА, аспирант

Е.В. МЕЛЬНИКОВ, аспирант

(ИФПМ СО РАН, г. Томск)

Ю.Л. КРЕТОВ, студент

(ТПУ, г. Томск)

А.А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук

Е.Ю. ВЕЛИКОСЕЛЬСКАЯ, студентка

(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 5 декабря 2012 года

Астафурова Е.Г. – 634021, г. Томск, пр. Академический 2/4,
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности
и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, e-mail: astafe@ispms.tsc.ru

Изучены закономерности измельчения структуры монокристаллов аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C и Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (мас. %) после холодного кручения под квазигидростатическим давлением (КГД). Механическое двойникование способствует формированию при КГД высокопрочного состояния в исследуемых сталях, содержащего высокую плотность специальных (двойниковых) границ. Рост энергии дефекта упаковки при легировании алюминием способствует уменьшению вклада двойникования в упрочнение сталей за счет увеличения расстояния между двойниковыми границами. Обнаружено дополнительное увеличение плотности дислокаций в стали Fe-13Mn-1,3C по сравнению со сталью Fe-13Mn-2,7Al-1,3C, которое является следствием кручения в области температур развития динамического деформационного старения.

Ключевые слова: сталь Гадфильда, аустенит, двойникование, динамическое деформационное старение, кручение под квазигидростатическим давлением.

Введение

В последние годы большой интерес ученых-материаловедов привлекает подход к улучшению физико-механических характеристик металлических материалов за счет измельчения их структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1, 2]. Развитие деформационного двойникования в высоколегированных сплавах может способствовать быстрому формированию при ИПД ультрамелкозернистой структуры с высокоугловыми низкоэнергетическими специальными границами $\Sigma 3^n$, препятствовать деградации структуры за счет формирования полюс локализованной деформации [3, 4].

В качестве перспективных материалов для развития методов ИПД могут быть использованы аустенитные стали с высокой концентрацией атомов внедрения, например, сталь Гадфильда. Двойникование в ней развивается при одноосном растяжении и сжатии при комнатной температуре деформации [5–9]. Как показали исследования механизмов деформации монокристаллов стали Гадфильда Fe-13Mn-1,3C (мас.%), в некоторых ориентациях механическое двойникование развивается с начала пластического течения [9]. Легирование монокристаллов стали Гадфильда алюминием Fe-13Mn-2,7Al-1,3C приводит к частичному подавлению механического двойникования, изме-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

няет его морфологию, сдвигает его к большим степеням деформации [9]. Следовательно, в условиях деформации кручением под высоким приложенным давлением двойникование будет вносить заметный вклад в упрочнение аустенитных сталей с высокой концентрацией атомов углерода. Использование в работе монокристаллов аустенитных сталей позволяет также избежать вклада в упрочнение от исходных границ зерен и изучить возможность перехода «моно-нано» в чистом виде.

Цель настоящей работы – исследование механизмов пластической деформации монокристаллов аустенитных высокомарганцевых сталей Fe-13Mn-1,3C и Fe-13Mn-2,7Al-1,3C при кручении под квазигидростатическим давлением и изучение влияния легирования алюминием на процессы измельчения аустенита при ИПД.

Методика проведения исследований

Монокристаллы сталей Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (мас. %) были гомогенизированы в среде аргона при $T = 1100...1150$ °C (24 ч). Для получения аустенитной структуры образцы закаливали после выдержки 1 ч при $T = 1100$ °C в воду. Образцы для деформации кручением вырезали в форме дисков диаметром 10 мм и толщиной 0,6 мм. Плоская поверхность дисков совпадала с кристаллографической плоскостью $\{100\}$. Деформацию кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) проводили на наковальнях Бриджмена под давлением $P = 5-6$ ГПа и температуре $T = 23$ °C. Образцы деформировали на 1–5 оборотов. Величину истинной логарифмической деформации после КГД рассчитывали по формуле $e = \ln(2\pi RN/h)$, где R – расстояние от центра деформируемого диска; h – толщина диска; N – число оборотов [1].

Микроструктуру стали изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для выявления двойников использовали стандартную методику темнопольного анализа электронно-микроскопических картин в рефлексах двойников [10]. Фольги для электронно-микроскопических исследований вырезали из сечений, параллельных плоскости наковален, с центром в середине радиуса диска после КГД. Образцы утоняли сначала меха-

нической шлифовкой до 0,15...0,20 мм, а затем струйной полировкой в растворе 400 мл ледяной уксусной кислоты и 80 г HClO_4 . Рентгеноструктурный анализ проводили с помощью $\text{Cu K}\alpha$ -излучения. Анализ параметров кристаллического строения (микродоформации кристаллической решетки и размеров областей когерентного рассеяния) проводили методом аппроксимации [11].

Микротвердость образцов измеряли при комнатной температуре с нагрузкой на индентор 200 гр. Ошибка в измерении микротвердости не превышала 5 %.

Результаты исследования и обсуждение

Холодная деформация кручением под давлением приводит к фрагментации монокристаллов исследуемых сталей преимущественно за счет образования двойников и полос локализации деформации, которые выявляются методами оптической металлографии и при ПЭМ-исследованиях.

В стали Fe-13Mn-1,3C при числе оборотов $N = 1-2$ наблюдается формирование двойниковых пакетов микронной ширины и микрополос локализованной деформации. Методами ПЭМ наблюдали сетку двойников, ширина фрагментов в которой составляет $\sim 0,5$ мкм, а толщина двойниковых пластин – десятки нанометров (рис. 1, а). Внутри фрагментов такой сетки наблюдается высокая плотность дислокаций скольжения $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и двойников деформации. Эффективная величина фрагментов структуры определяется расстоянием между двойниковыми границами ($\Sigma 3$ границами специального типа) и составляет 5...15 нм.

С увеличением числа оборотов до $N = 3$, в стали Fe-13Mn-1,3C двойниковая сетка сохраняется, но на электронно-микроскопических изображениях отмечали ее деформацию и появление полос локализованного течения (рис. 1, б). «Ячейки», ограниченные сетками двойников, и полосы локализованной деформации заполнены двойниками деформации с толщиной 5...10 нм. При $N = 5$ двойниковая сетка в стали Fe-13Mn-1,3C заметно деградирует. Средний размер элементов структуры, определенный по темнопольным ПЭМ-изображениям, составляет 100 нм. Внутри таких элементов структуры

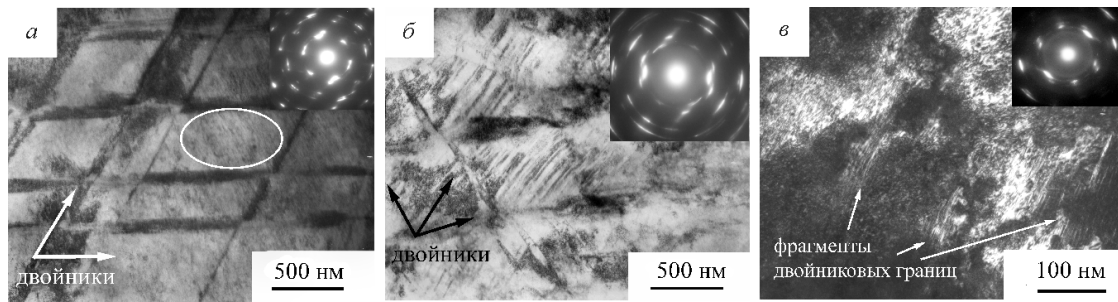


Рис. 1. Светлопольные (а, б) и темнопольное (в) ПЭМ-изображения структуры монокристаллов стали Fe-13Mn-1,3C после КГД (23 °С):

а – N = 2; б – N = 3; в – N = 5; темнопольное изображение (в) получено в рефлексе $\gamma\text{-Fe}_{[111]}$

наблюдаются фрагменты двойниковых границ, а рефлексы на микродифракционных картинах имеют размытия, характерные для двойникова-ния (рис. 1, в).

КГД в стали Fe-13Mn-1,3C приводит к ушире-нию линий на рентгенограммах (рис. 2, а) и раз-мытию рефлексов на электронограммах (рис. 1). Измерение размеров областей когерентного рассеяния дает близкие значения параметров структуры: после одного–трех оборотов при 23 °С значения ОКР составляют <20 нм, после N = 5 оборотов – 10...15 нм (рис. 2, з).

Таким образом, холодная интенсивная пла-стическая деформация стали Fe-13Mn-1,3C свя-зана с образованием высокой плотности границ

специального типа – двойниковых. Развитие ме-ханического двойникова-ния в монокристаллах стали Гадфильда при КГД находится в полном соответствии с данными, полученными при рас-тяжении и сжатии монокристаллов этой стали и описанными в [9], где показано, что двойникова-ние развивается во всех ориентациях монокри-сталлов с ранних степеней деформации, которые при КГД достигаются уже в процессе осадки.

Высокие приложенные давления при КГД (5...6 ГПа) приводят к развитию меха-нического двойникова-ния в монокристаллах стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C, несмотря на тот факт, что легирование стали Гадфильда алюминием по-вышает энергию дефекта упаковки (от 0,030 до

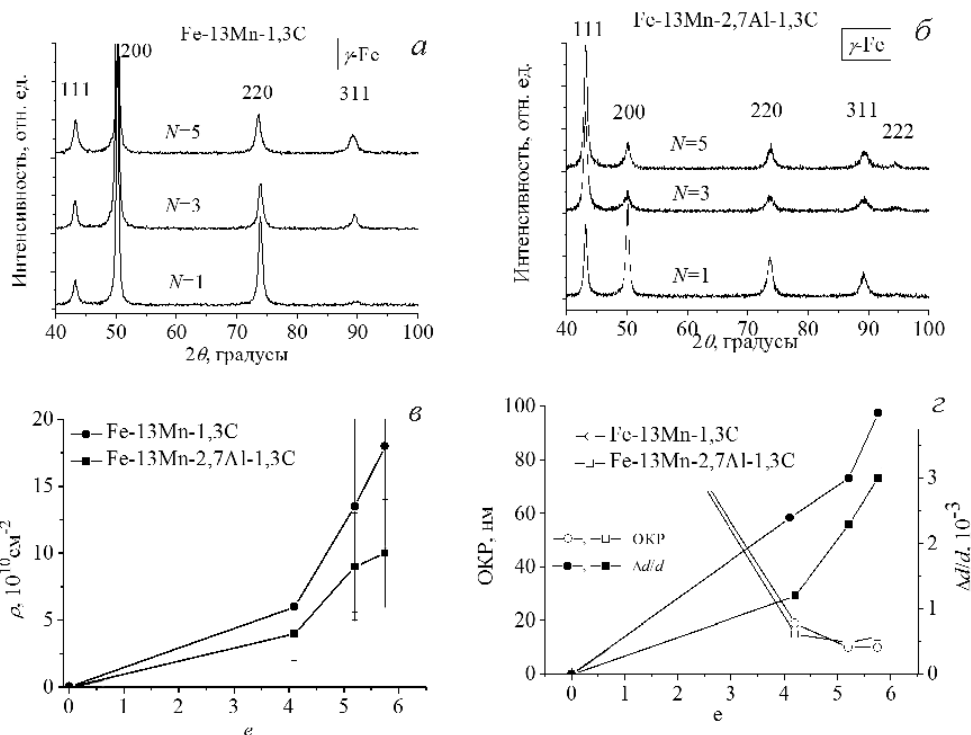


Рис. 2. Влияние степени деформации при КГД на рентгенограммы (а, б); плотность дислокаций (в); значения ОКР и микродеформации кристаллической решетки (г) в сталях Fe-13Mn-1,3C и Fe-13Mn-2,7Al-1,3C

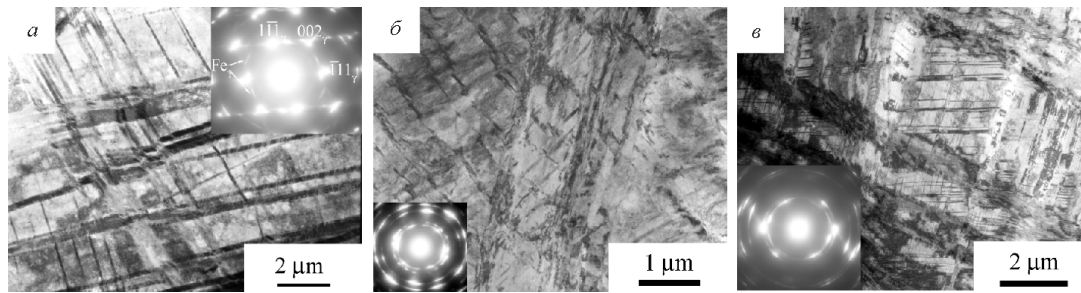


Рис. 3. Электронно-микроскопические светлопольные изображения структуры монокристаллов стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C после КГД при $T = 23$ °С:

$a - N = 1$; $b - N = 3$; $v - N = 5$

0,045 Дж/мм²). Факт двойникования подтвержден при электронно-микроскопических исследованиях (рис. 3). Следовательно, за счет высоких сжимающих напряжений при КГД в этих сталях при комнатной температуре достигаются критические скалывающие напряжения для двойникования, которые часто невозможно реализовать в экспериментах по статическому растяжению и сжатию. После КГД стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C морфологические особенности двойников, локализация деформации, упрочнение отличаются от таковых в стали Гадфильда.

На светлопольных и темнопольных ПЭМ изображениях структуры стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C после КГД видно, что при $N = 1...3$ ширина двойниковых пластин в пакетах и размер «ячеек», ограниченных двойниковыми ламелями, больше, чем в стали Гадфильда: соответственно 5...15 и 350...500 нм в стали Fe-13Mn-1,3C; 100...320 и 450...700 нм в стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C. Следовательно, эффективное расстояние между двойниковыми границами в пакетах возрастает, и одновременно снижаются эффективность упрочнения и устойчивость двойниковой сетки к деградации. При $N = 3...5$ двойники фрагментированы, но двойниковые границы наблюдаются по всему объему образцов (рис. 3, б, в).

Склонность к локализации пластического течения возрастает с ростом энергии дефекта упаковки при легировании стали Гадфильда алюминием. В стали Fe-13Mn-1,3C процессы локализации подавлены, так как с самого начала деформации образуется сетка двойников с расстоянием между границами в несколько нанометров.

Общий анализ ПЭМ и оптических изображений структуры кристаллов указывает на тот факт, что в стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C процессы макроскопической ротационной пластично-

сти проявляются в большей мере, чем в стали Fe-13Mn-1,3C. Рефлексы на микродифракционных картинах для стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C существенным образом размыты (рис. 3), но не замыкаются в кольцо, как это часто наблюдается при деформации кручением.

В монокристаллах Fe-13Mn-1,3C с ростом числа оборотов наблюдается максимальный рост микродеформации кристаллической решетки и плотности дислокаций, а в стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C размеры ОКР изменяются с деформацией аналогичным образом, но микродеформация кристаллической решетки и плотность дислокаций в ней заметно ниже (рис. 2, в, г). Это подтверждается и при исследовании упрочнения исследуемых сталей при КГД: деформационное упрочнение в стали Fe-13Mn-1,3C выше, чем в стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C, и за счет этого она обладает самыми высокими значениями микротвердости после кручения (соответственно 7,8 и 6,3 ГПа при $N = 5$). Одним из факторов, способствующих накоплению дефектов в стали Fe-13Mn-1,3C, является эффект динамического деформационного старения, который также способствует накоплению высокой плотности дислокаций в стали Гадфильда [7]. С другой стороны, процессы аккомодации сдвига и диссипации энергии проявляются в виде локализации течения в большей степени с увеличением энергии дефекта упаковки стали Гадфильда при легировании алюминием. Макроскопическая неустойчивость пластического сдвига связана с процессами релаксации и аккомодации сдвига и/или коллективными модами деформации. Поворотные моды являются одним из основных механизмов деформации металлических материалов при больших и интенсивных пластических деформациях [1, 2]. Процессы локализо-

ванного течения свойственны всем материалам, подвергнутым интенсивному или глубокому деформированию. В зависимости от температуры деформации, энергии дефекта упаковки они проявляются в разной мере и активируются при существенно меньших напряжениях и деформациях, чем реализуемые при КГД.

Заключение

При кручении под квазигидростатическим давлением монокристаллов аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C и Fe-13Mn-2,7Al-1,3C механическое двойникование определяет формирование высокопрочных наноструктурных состояний с границами специального типа (двойниковыми). Увеличение энергии дефекта упаковки приводит к увеличению среднего расстояния между двойниковыми границами, искривлению их габитусных плоскостей. Особенности микроструктуры аустенитных сталей после деформации кручением под квазигидростатическим давлением заключаются в дополнительном увеличении плотности дислокаций в стали Fe-13Mn-1,3C по сравнению со сталью Fe-13Mn-2,7Al-1,3C при кручении в области температур развития динамического деформационного старения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы (ГК№ №14.132.21.1705 от 01.10.2012 г.). Авторы статьи благодарны профессору Ю.И. Чумлякову за предоставленные для исследования монокристаллы сталей.

The effect of aluminum on the regularities of structure refinement in single crystals of Hadfield steel under high-pressure torsion

E.G. Astafurova, M.S. Tukeeva, E.V. Melnikov, Yu.L. Kretov, A.A. Nikulina, A.Yu. Velikosel'skaya

The regularities of structure refinement in single crystals of Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (wt. %) austenitic steel were studied after cold high-pressure torsion. Mechanical twinning contributes to a high-strength structural state containing a high density of special (twin) boundaries in steels under HPT. Growth of the stacking fault energy by aluminum alloying reduces the contribution of twinning to the hardening of steel by increasing the distance between the twin boundaries. An additional increase in the dislocation density of Fe-13Mn-1,3C steel was found out in comparison with Fe-13Mn-2,7Al-1,3C steel, which is a consequence of torsion in the temperature range of dynamic strain aging.

Key words: Hadfield steel, austenite, twinning, dynamic strain aging, high-pressure torsion

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 397 с.
2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
3. Randle V. «Special» boundaries and grain boundary plane engineering // *Scr. Mater.* – 2006. – V. 54. – P. 1011–1015.
4. Liu G.Z. 316L Austenite stainless steels strengthened by means of nano-scale twins / G.Z. Liu, N.R. Tao, K. Lu // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2010. – V. 26. – No. 4. – P. 289–292.
5. Bouaziz O. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships / Bouaziz O., Allain S., Scott C.P. et al. // *Current opinion in Solid State and Materials Science.* – 2011. – No. 15. – P. 141–168.
6. Dastur Y.N. Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel / Dastur Y.N., Leslie W.C. // *Met. Trans. A.* – 1981. – V. 12A. – P. 749–759.
7. Owen W.S. Strain aging of austenitic Hadfield manganese steel / Owen W.S., Grujicic M. // *Acta mater.* – 1999. – V. 47. – No. 1. – P. 111–126.
8. Adler P.H. Strain hardening of Hadfield manganese steel / Adler P.H., Olson G.B., Owen W.S. // *Met. Trans. A.* – 1986. – V.17A. – P. 1725–1737.
9. Astafurova E.G., Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Maier H.J., Sehitoglu H. The influence of orientation and aluminium content on the deformation mechanisms of Hadfield steel single crystals // *Int. J. Mat. Res.* – 2007. – P. 144–149.
10. Williams D.B. Transmission electron microscopy / D.B. Williams, C. B. Carter. – Springer Science+Business Media, LLC, 1996, New York, USA, 2009. – 760 p.
11. Горелик С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. – М.: МИСИС, 2002. – 431 с.

МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ И ДЕТОНАЦИОННО-ГАЗОВОГО НАПЫЛЕНИЯ*

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

Т.В. ТОЛКАЧЕВА, технолог

Е.Г. КОМАРОВА, аспирант

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

А.И. СМЕРНОВ, канд. тех. наук, доцент

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

*В.И. ЯКОВЛЕВ, канд. тех. наук, с.н.с.
(АлтГТУ, г. Барнаул)*

Статья получена 12 декабря 2012 года

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

Показано, что кальцийфосфатные покрытия, полученные методом детонационно-газового напыления гидроксиапатита, имеют преимущества по фазовому и элементному составу ($Ca/P = 1,5-1,7$). Покрытия, нанесенные в электролите на основе ортофосфорной кислоты и гидроксиапатита методом микродугового оксидирования, находятся в ренгеноаморфном состоянии ($Ca/P = 0,7$), однако имеют преимущества по адгезионной прочности.

Ключевые слова: кальцийфосфатные покрытия, микроструктура, физико-механические характеристики, микродуговое оксидирование, детонационно-газовое напыление

Введение

Несмотря на значительные успехи протезирования в области стоматологии, травматологии и ортопедии, срок службы имплантатов ограничен приблизительно десятью годами, что обусловлено воспалительными процессами, токсическими реакциями, расшатыванием конструкционных элементов имплантатов и т. д. В настоящее время особое внимание уделяется формированию определенного рельефа (шероховатости) на поверхности имплантата, что позитивно сказывается на его остеоинтеграции. Однако предлагаемые технологии создания имплантатов не удовлетворяют в полной мере современным медицинским требованиям, в связи с чем идет активный поиск

новых технологических решений для формирования биосовместимой шероховатой поверхности, обеспечивающей надежную интеграцию имплантата с костной тканью. При решении этой проблемы особое место занимают функционализация и модификация поверхностей. Важное значение имеет нанесение биоактивных кальцийфосфатных (КФ) покрытий, приближающих создаваемые имплантаты к классу биомиметических материалов для костной ткани.

На сегодняшний день существует ряд методов формирования КФ-покрытий на поверхности металлов, например, шликерный (золь-гель), микродуговое (микроплазменное) оксидирование, магнетронное распыление, плазменное напыление и др. Известно большое количество

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

работ, посвященных разработке и исследованию покрытий на основе фосфатов кальция, полученных различными методами. Тем не менее проблема повышения механической прочности и адгезии сохраняется: с увеличением толщины КФ-покрытия (в диапазоне до 100 мкм) возрастает его биоактивность, способность к остеоиндукции и остеокондукции, но падает механическая прочность и адгезия к подложке. Кроме того, в настоящее время нет однозначных данных о том, какими свойствами должна обладать поверхность имплантата, обеспечивающая его остеоинтеграцию.

Целью работы являлось сравнительное исследование микроструктуры и физико-механических свойств микродуговых и детонационно-газовых КФ-покрытий на поверхности наноструктурированного титана для получения покрытий с оптимальными характеристиками.

Методика эксперимента

Покрытия наносились на поверхность образцов титана ВТ1-0 в наноструктурированном состоянии, полученном методом *abc*-прессования с последующей прокаткой по схеме, предложенной в [1]. Перед нанесением покрытий образцы подвергались предварительной подготовке, состоящей из пескоструйной обработки с использованием порошка окиси алюминия и последующего химического травления в водном растворе 30 %-й соляной кислоты и 60 %-й серной кислоты, нагретом до температуры кипения [2].

Микродуговое окисление проводили на установке MicroArc-3.0 в электролите на основе водного раствора ортофосфорной кислоты, биологического гидроксиапатита (ГА; ООО «Биотехника») и карбоната кальция (ч.д.а) в анодном режиме при напряжении 150...400 В, длительно-

сти импульсов 100 мкс, частоте 50 Гц, времени нанесения до 10 мин [2].

Детонационно-газовое напыление проводили на установке «Катунь-М» при частоте выстрелов 4 Гц, количество выстрелов составляло порядка 250–400 [3]. В качестве напыляемого порошка использовался биологический ГА двух фракций, полученных с помощью классификатора КЦЕ-2.

Морфологию и элементный состав КФ-покрытий и частиц ГА исследовали на растровом электронном микроскопе Philips SEM 515 с приставкой для энергодисперсионного анализа (ТМЦКП ТГУ, г. Томск). Для измерения размеров частиц применяли стандартный метод «секущей». Электронно-микроскопические исследования КФ-покрытий проводились на просвечивающем электронном микроскопе FEI Теспаі 20 (ЦКП «Лаборатория электронной микроскопии» НГТУ, г. Новосибирск). Рентгенофазовый анализ КФ-покрытий был выполнен на дифрактометрах ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) и BRUKER D8 Advance (Институт химии университета Дуйсбург-Эссена, г. Эссен, Германия) в излучении Cu. Шероховатость поверхности определялась на профилометре-296 по Ra (ГОСТ 2789-73). Для оценки адгезионной прочности покрытия к подложке из титана использовался «метод отрыва».

Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведено типичное РЭМ-изображение микродугового КФ покрытия на титане и соответствующие гистограммы распределения структурных элементов по размерам. Структура покрытия формируется слоями и состоит из тонкого беспористого оксидного подслоя и верхнего пористого КФ-слоя, состоящего из сфероидальных образований (сферолиты), которые име-

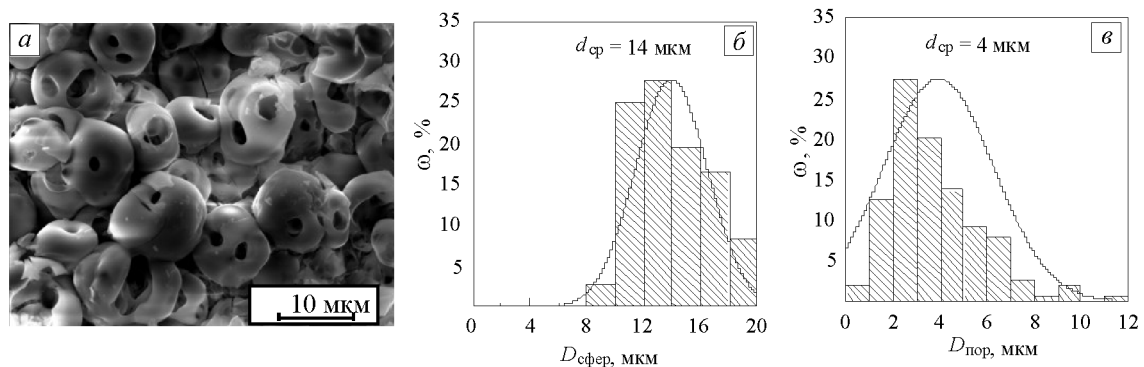


Рис. 1. РЭМ-изображение (а) микродугового КФ-покрытия и гистограммы распределения структурных элементов: сферолитов (б) и пор (в) по размерам

Основные характеристики микродуговых КФ-покрытий

U , В	$D_{\text{пор}}$, мкм	$D_{\text{сфер}}$, мкм	Π , %	L , мкм	R_a , мкм	P , МПа
150	1,5	5,2	20	10	1,9	26,8
200	4,0	14,0	25	40	2,5	24,8
250	6,4	26,0	23	70	4,3	20,2
300	8,6	28,0	21	95	4,8	14,7
350	13,0	33,0	19	125	6	11,3
400	9,6	30,0	17	135	6	3,3

U – напряжение микродугового оксидирования; $D_{\text{пор}}$ – размер пор в покрытии; $D_{\text{сфер}}$ – размер сферолитов в покрытии; Π – общая поверхностная пористость; L – толщина покрытия; R_a – шероховатость покрытия; P – адгезионная прочность покрытия к подложке.

ют сквозные поры. Средний размер сферолитов составляет 14 мкм, средний размер пор – 4 мкм (рис. 1, б-в). Размер структурных элементов (сферолитов и пор) в значительной степени зависит от параметров микродуговой обработки, в частности, напряжения оксидирования. В табл. 1 приведены основные характеристики КФ-покрытий при варьировании напряжения оксидирования.

Были установлены оптимальные характеристики покрытий и диапазон напряжений (200...250 В), обеспечивающий их получение: толщина 40...70 мкм, пористость 25 %, шероховатость 2,5...4,5 мкм и адгезионная прочность 20...25 МПа. Для повышения адгезионной проч-

ности КФ была предложена предварительная обработка поверхности титана, посредством пескоструйной обработки и химического травления, которая позволила повысить адгезионную прочность микродуговых КФ-покрытий до 35 МПа.

Анализ результатов просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактографии показал, что КФ-покрытие непосредственно после нанесения находится в рентгеноаморфном состоянии, на что указывают два диффузных гало на микродифракционной картине (рис. 2, а) и размытое гало на рентгенограмме (рис. 2, в). На светлопольных и темнопольных изображениях просматриваются отдельные кристаллиты покры-

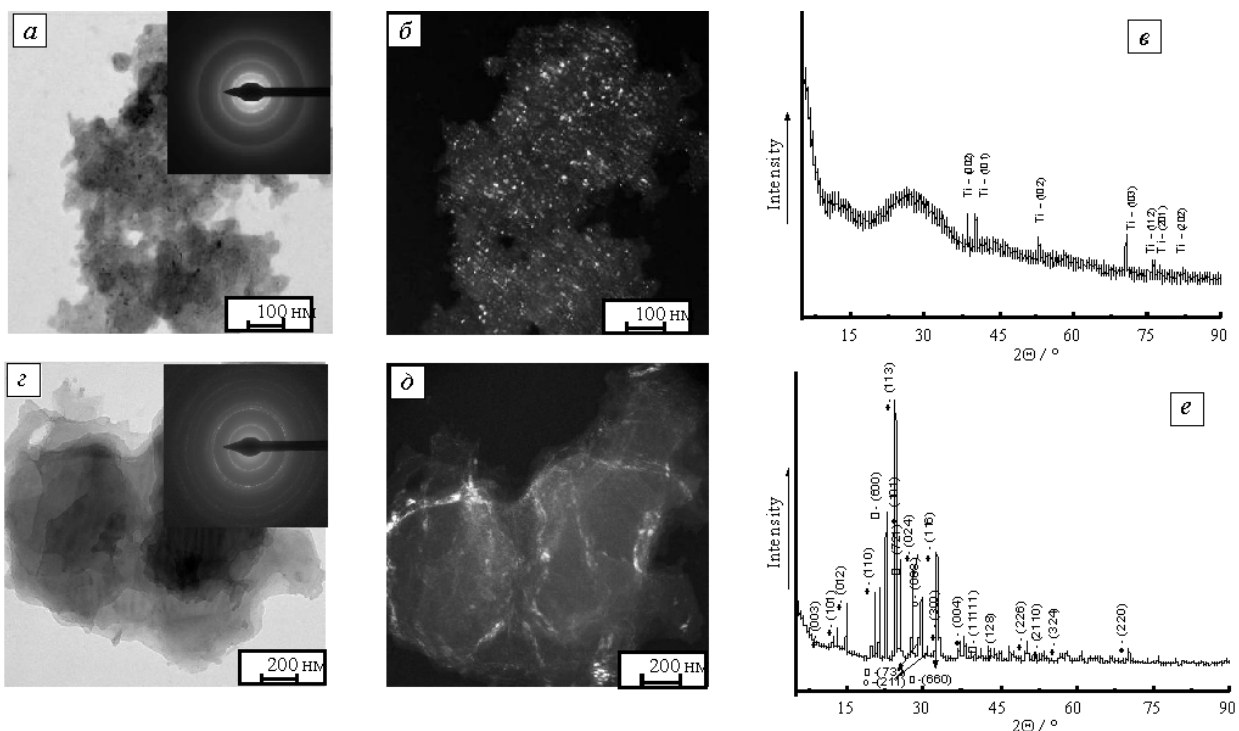


Рис. 2. Микроструктура и фазовый состав микродуговых КФ-покрытий после нанесения (а-в), после отжига при температуре 800 °С (з-е): а, з – светлопольные электронно-микроскопические изображения с микродифракционными картинками; б, д – темнопольные изображения; в, е – рентгенограммы: * – $\text{CaTi}_4(\text{PO}_4)_6$, □ – TiP_2O_7 ; Δ – $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$; ● – $\text{TiO}_2(\text{amantase})$

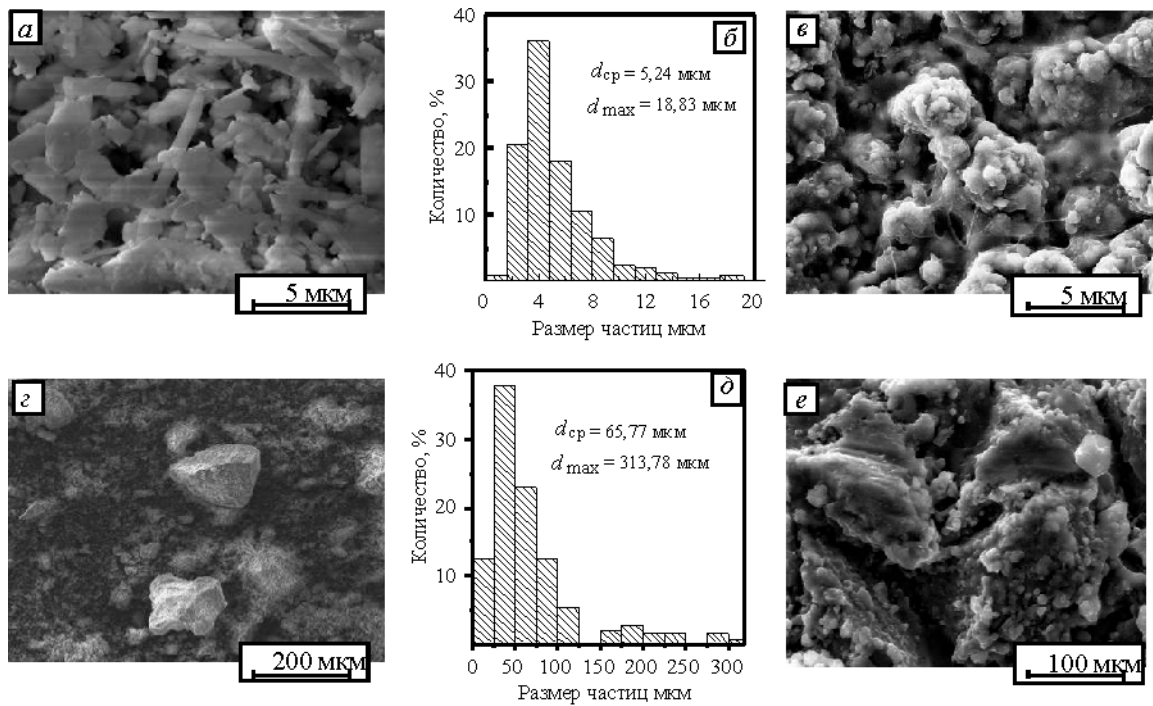


Рис. 3. РЭМ-изображения частиц ГА (а, с); покрытий на их основе (в, е) и гистограммы распределения частиц ГА по размерам (б, д) для фракций: 1...20 мкм (а-в); 20...300 мкм (с-е)

тия размером менее 10 нм (рис. 2, а, б). С целью идентификации формирующихся фаз в покрытии был проведен отжиг в вакууме при температуре 800 °С в течение одного часа с охлаждением в свободном режиме. После отжига размер кристаллитов КФ-покрытия стал более крупным; встречаются как кристаллиты размером менее 100 нм, так и более крупные – до 200 нм (рис. 2, с, д). Микродифракционная картина (рис. 2, с) имеет кольцевой вид и представляет собой совокупность рефлексов, принадлежащих нескольким фазам. Расшифровка рентгеновской дифрактограммы показала, что основной фазой покрытия является двойной фосфат титана-кальция $\text{CaTi}_4(\text{PO}_4)_6$, в состав также входят β -пирофосфат кальция, $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$, пирофосфат титана, TiP_2O_7 , и диоксид титана, TiO_2 , в модификации анатаза (рис. 2, е).

Элементный состав микродуговых КФ-покрытий представлен кальцием (9,4 ат.%), фосфором (13,4 ат.%), кислородом (70,5 ат.%) и титаном (6,7 ат.%), а соотношение Са/Р равно 0,7 (для костной ткани Са/Р = 1,67).

Таким образом, микродуговые КФ-покрытия находятся в рентгеноаморфном состоянии, имеют соотношение Са/Р = 0,7, пористость 25 %, шероховатость 2,5...4,5 мкм, и адгезионную прочностью до 35 МПа.

Исследования показали, что основное влияние на физико-механические характеристики КФ-

покрытий, полученных методом детонационно-газового напыления, оказывает гранулометрический состав порошка ГА. На рис. 3 представлены РЭМ-изображения порошка ГА и покрытий на его основе, а также приведены гистограммы распределения частиц ГА по размерам для двух размерных фракций. Гистограммы имеют одномодальный характер, в обоих случаях для распределений наблюдаются вытянутые «хвосты» в сторону больших значений размеров частиц. Для первой фракции основная доля частиц имеет размер от 3 до 5 мкм (рис. 3, б), а во второй от 20 до 300 мкм (рис. 3, д). В процессе напыления наблюдается незначительное оплавление частиц ГА, а также их конгломерация. Покрытия состоят из частиц ГА, которые, как правило, плотно примыкают друг к другу, и лишь в отдельных случаях формируются полости (поры), по-видимому, вызванные локальным разогревом в данной области, что приводит к неоднородности покрытия по толщине и повышению поверхностной пористости до 5 %. При напылении частиц ГА размерной фракции 20...300 мкм покрытия практически не содержат пор, и его пористость не превышает 1 %.

Сравнительные исследования КФ-покрытий, полученных методом детонационно-газового напыления, показали, что они имеют более высокое соотношение Са/Р по сравнению с микродуговыми КФ-покрытиями. Показано, что при

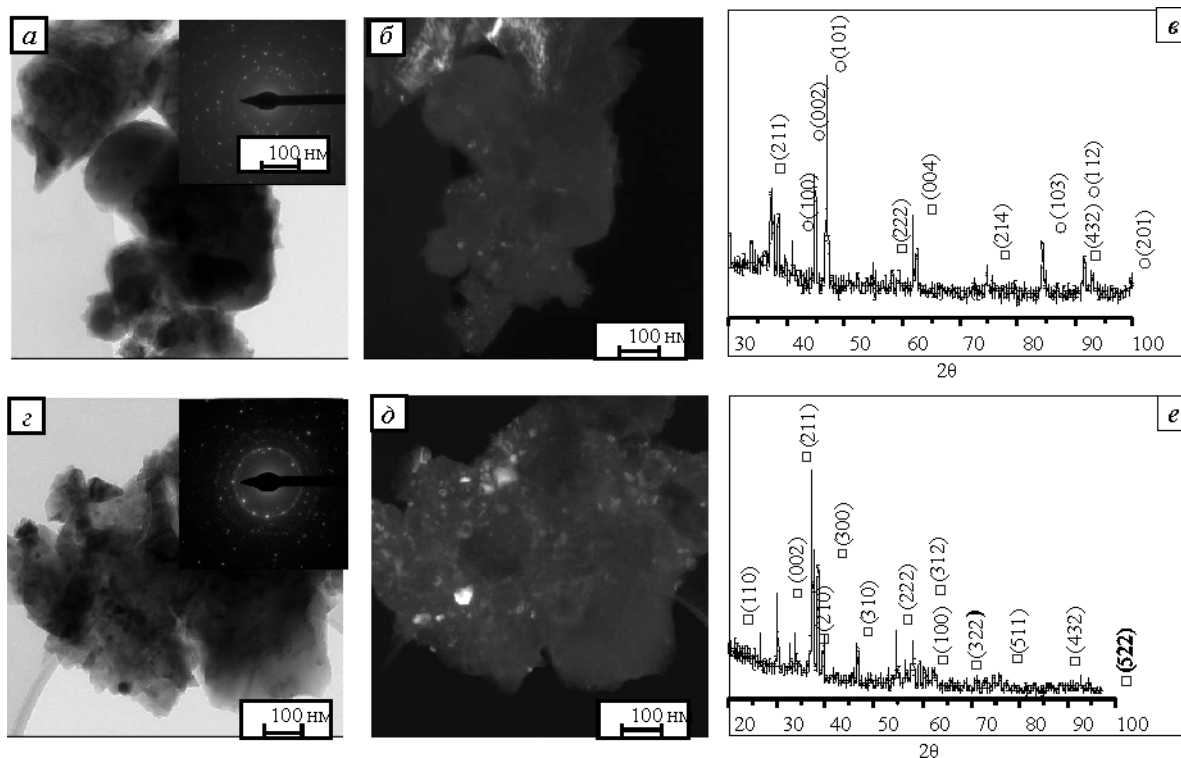


Рис. 4. Микроструктура и фазовый состав КФ-покрытий, полученных методом детонационно-газового напыления порошка ГА-фракций: 1...20 мкм (а-в); 20...300 мкм (с-д); а, с – светлопольные электронно-микроскопические изображения с микродифракционными картинами; б, д – темнопольные изображения; е, е – рентгенограммы; □ – $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)(\text{OH})_2$; ○ – Ti

напылении фракции 1...20 мкм на поверхности наблюдается незначительное количество титана, которое свидетельствует о неоднородности покрытий. Для фракции 20...300 мкм в покрытии содержатся кальций (23,23 ат.%), фосфор (13,82 ат.%) и кислород (62,95 %). Соотношение Са/Р в порошковой смеси составляет 1,5...1,7, что соответствует ГА.

На рис. 4 приведены электронно-микроскопические изображения и рентгенограммы покрытий, сформированных детонационно-газовым напылением порошка ГА-фракций 1...20 мкм (рис. 4, а-в) и 20...300 мкм (рис. 4, с-д). Светлопольный и темнопольный анализ показал,

что КФ-покрытие, полученное детонационно-газовым методом, имеет кристаллическую структуру и состоит из кристаллитов размером 10...100 нм независимо от размерной фракции (рис. 2 и 3, а, б). Микродифракционные картины (рис. 2, а, с) имеют кольцевой вид и представляют собой совокупность рефлексов, принадлежащим ГА. Рентгенофазовый анализ показал, что в случае напыления частиц ГА размерной группы 1...20 мкм, в покрытии помимо основной фазы ГА присутствуют пики титана (рис. 4, в), что связано с неоднородностью покрытия по толщине.

В табл. 2 приведены основные свойства КФ-покрытий, полученных методом детонационно-

Таблица 2

Основные свойства КФ-покрытий, полученных методом детонационно-газового напыления

Свойства КФ покрытий		Фракции порошка ГА, мкм	
		1...20	20...300
Шероховатость, мкм	Без пескоструйной обработки	3,27	5,62
	С пескоструйной обработкой	4,74	6,24
Адгезия, МПа	Без пескоструйной обработки	5	3
	С пескоструйной обработкой	20	15

газового напыления. При распылении частиц фракции 1...20 мкм шероховатость поверхности покрытий составляет 3,27 мкм (5-й класс по R_a), а при напылении частиц ГА размером 20...300 мкм шероховатость достигает 5,62 мкм (4-й класс по R_a). Необходимо отметить, что для успешной адгезии стволовых клеток к поверхности покрытия и их дальнейшей дифференцировки в костную ткань оптимальным является 5-й класс шероховатости ($2,5 < R_a < 5$) [4]. Адгезионная прочность КФ-покрытий, полученных без предварительной подготовки поверхности, не превышает 5 МПа [5], что недостаточно для их эксплуатации. Предварительная пескоструйная обработка и химическое травление поверхности позволяют повысить адгезионную прочность покрытий до 20 МПа – для фракции 1...20 мкм и до 15 МПа – для фракции 20...300 мкм.

Таким образом, КФ-покрытия, полученные детонационно-газовым методом, имеют кристаллическую структуру, соотношение Ca/P = 1,5...1,7, пористость – 1...5 %, шероховатость – 4,7...6,24 мкм и адгезионную прочность к подложке – до 20 МПа.

Заключение

Сравнительные исследования микроструктуры и физико-механических свойств микродуговых и детонационно-газовых КФ-покрытий показали, что преимущества в фазовом и элементном составе покрытий негативно сказываются на их адгезионной прочности. Выявлены оптимальные параметры микродугового оксидирования и установлен гранулометрический состав порошка ГА при детонационно-газовом на-

пылении, позволяющие получать КФ-покрытия с высокими физико-механическими свойствами. Показано, что предварительная подготовка поверхности наноструктурного титана, включающая пескоструйную обработку и последующее химическое травление в растворе соляной и серной кислоты, позволяет повысить адгезионную прочность покрытий к титану.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», соглашение №8036, РФФИ №12-03-00903-а.

Список литературы

1. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. Структура и свойства объемного ультрамелкозернистого титана, полученного абс-прессованием и прокаткой // Перспективные материалы. – 2009. – Спец. вып. № 7. – С. 107–112.
2. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П., Толкачева Т.В. и др. Биоактивное покрытие на имплантате из титана и способ его получения. Патент РФ на изобретение № 2385740. Оpubл. 10.04.2010. Бюл. № 10.
3. Legostaeva E.V., Sharkeev Yu.P., Yakovlev V.I. and all. Formation of calcium-phosphate biocoatings by method of detonation gas spraying and its properties. – Proceeding of the second Asian Symposium on Advanced Materials, 2009 – P.305-308.
4. Хлусов И.А., Карлов А.В., Шаркеев Ю.П. и др. Остеогенный потенциал мезенхимальных стволовых клеток костного мозга in situ: роль физико-химических свойств искусственных поверхностей // Клеточные технологии в биологии и медицине. – 2005. – № 3. – С. 164–173.
5. «Implants for Surgery- Hydroxyapatite. Part 2: Coatings of Hydroxyapatite», BS ISO 13779-2:2000, International Organisation for Standards, 2000.

Microstructure, physical and mechanical properties of calcium-phosphate coating formed by micro-arc oxidation and method of detonation gas spraying

E.V. Legostaeva, T.V. Tolkacheva, E.G. Komarova, Yu.P. Sharkeev, A.I. Smirnov, V.A. Bataev, V.I. Yakovlev

The comparative investigation of calcium-phosphate coating formed by micro-arc oxidation and method of detonation gas spraying was carried out. It was shown that calcium-phosphate coatings formed by method of detonation gas spraying of hydroxyapatite have advantage in phase and element composition (Ca/P = 1.5-1.7). The coatings formed by micro-arc oxidation in solution of phosphoric acid and hydroxyapatite have quasiamorphous state (Ca/P = 0.7), but have advantage in adhesion strength.

Key words: calcium-phosphate coating, microstructure, physical and mechanical properties, micro-arc oxidation, detonation gas spraying

ОСОБЕННОСТИ ИЗЛУЧЕНИЯ АКУСТИЧЕСКОГО СИГНАЛА ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ*

Е.А. КОЛУБАЕВ^{1,2}, кандидат физ.-мат.наук
В.Е. РУБЦОВ¹, кандидат физ.-мат.наук
А.В. КОЛУБАЕВ^{1,2}, доктор физ.-мат. наук, профессор
¹(ИФПМ СО РАН, г. Томск)
²(НИУ ТПУ, г. Томск)

Статья получена 15 января 2013 года

Колубаев Е.А. – 634021, г. Томск, пр. Академический 2/4,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail: eak@ispms.ru

Рассмотрены особенности генерации акустического сигнала в паре трения сталь–алюминиевый сплав, в которой при фрикционном контакте реализуется интенсивная пластическая деформация. При анализе акустических откликов системы применялась методика расчета медианной частоты с использованием оконного преобразования Фурье.

Ключевые слова: трение скольжения, поверхность трения, пластическая деформация, акустическая эмиссия, акустический сигнал, частотный спектр.

Введение

Запись сигналов акустической эмиссии (АЭ) при механических испытаниях широко используется уже несколько десятилетий как дополнительный метод получения информации об изменении состояния материала в процессе нагружения, а также как эффективный метод неразрушающего контроля деталей машин, механизмов и конструктивных элементов сооружений [1, 2]. Такие процессы, как деформация и разрушение, всегда сопровождаются появлением сигналов акустической эмиссии. Поскольку данные процессы наблюдаются при трении и изнашивании материалов, применение метода АЭ в трибологии продолжает оставаться перспективным направлением, так как позволяет получать информацию о поведении материалов в процессе трения и стадийности изнашивания в реальном времени [3,4].

Обычно при исследовании акустической эмиссии сигнал записывается в виде фреймов,

последовательности коротких отрезков одинаковой длительности, оцифрованных с заданной частотой дискретизации. Затем записанный сигнал подвергается обработке, в результате которой, как правило, получают усредненные по фреймам параметры АЭ, такие как интенсивность излучения и медианную частоту, которая делит площадь под кривой спектральной плотности энергии на две равные части.

Такой подход является оправданным, если излучение акустического сигнала на протяжении всего испытания обусловлено каким-то одним процессом. Он позволяет по изменению интенсивности излучения и медианной частоты проследить за изменениями стадий или режимов наблюдаемого процесса во многих практических случаях. Однако такая методика может оказаться достаточно грубой применительно к изучению процесса изнашивания, так как при трении даже за время записи одного фрейма на контактной поверхности могут произойти несколько совершенно разнородных событий, вы-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

зывают акустическое излучение, различное по частоте и интенсивности. В этом случае одним из способов повышения информативности метода АЭ может стать применение новых методик исследования сигнала внутри отдельных фреймов, записанных с высокой частотой дискретизации.

Как показали ранее выполненные исследования [5, 6], одним из индикаторов, который способен отражать события разного рода, происходящие на поверхности трения, является изменение медианной частоты внутри фрейма акустического сигнала. В данной работе рассмотрены особенности генерации акустического сигнала в паре трения сталь–алюминевый сплав, в которой при фрикционном контакте реализуется интенсивная пластическая деформация.

Материалы и методика исследований

Трибологические испытания проводили по схеме, в которой осуществлялось протягивание образца в виде пальца диаметром 5 мм и высотой 20 мм с радиусом закругления на конце порядка 3 мм по пластине размером 40×300 мм и толщиной 5 мм. Скорость протягивания составляла 10 мм/с, нагрузка на сопряжение – 40 N, длина дорожки трения 100 мм. В качестве материалов исследований использовали пару сталь 45 – сплав АМг2 (палец – пластина). Исследования поверхности материала после трения проводили на цифровом 3D-микроскопе Keyence VHX1000.

Сигналы акустической эмиссии записывали с помощью модуля регистрации акустической эмиссии ЭЯ-2 производства Тольяттинского госуниверситета, который позволяет сохранять и анализировать сигналы АЭ [7]. Сложность анализа акустического сигнала при трении обусловлена тем, что на контактной поверхности одновременно может протекать несколько событий разной природы. Поэтому на первом этапе из большого количества записанных фреймов для дальнейшего анализа выбирались те, форма сигнала которых наиболее характерна для данной пары трения. Далее в выбранных фреймах выполнялось оконное преобразование Фурье в прямоугольном окне. Для Фурье-анализа использовались функции

библиотеки ALGLIB [8]. Окно одинаковой ширины перемещалось от начала до конца фрейма с одинаковым сдвигом. Таким образом, получали спектр мощности сигнала и по нему рассчитывали медианную частоту для каждого окна на протяжении всего фрейма. Ширина окна и сдвиг подбирались опытным путем так, чтобы обеспечить необходимое разрешение по частоте и по времени. В данном случае использовалась ширина окна 1000 и сдвиг 200 отсчетов сигнала АЭ. Затем для исключения случайных выбросов проводилось сглаживание полученного графика медианной частоты скользящим прямоугольным окном по 10 соседним точкам.

Результаты исследования и их обсуждение

Исследования, выполненные с использованием оптического 3D-микроскопа, показали, что при трении стальной индентор формирует на поверхности образца из алюминиевого сплава четко выраженную дорожку трения глубиной около 10 мкм (рис. 1, а). Образование дорожки трения происходит как вследствие интенсивной пластической деформации алюминиевого сплава, так и вследствие разрушения его поверхности при движении индентора. Свидетельством деформации являются буртики по краям дорожки трения высотой несколько микрометров (рис. 1, б), сформировавшиеся вследствие пластического отеснения материала образца при движении по нему более твердого стального индентора. Разрушение поверхности трения подтверждается присутствием на ней частиц износа алюминиевого сплава и образованием трещин и разрывов материала.

Известно, что процесс сухого трения скольжения является нестабильным, что связано с ниспадающей зависимостью коэффициента трения от скорости. В этом случае в контакте наблюдается режим скольжения «stick-sleep», что проявляется в периодическом изменении скорости проскальзывания индентора по образцу. При исследовании дорожки трения с большим увеличением (рис. 2, а) оказалось, что на ее дне существуют области с квазипериодической структурой рельефа, сформированной при скольжении индентора. Это хорошо прояв-

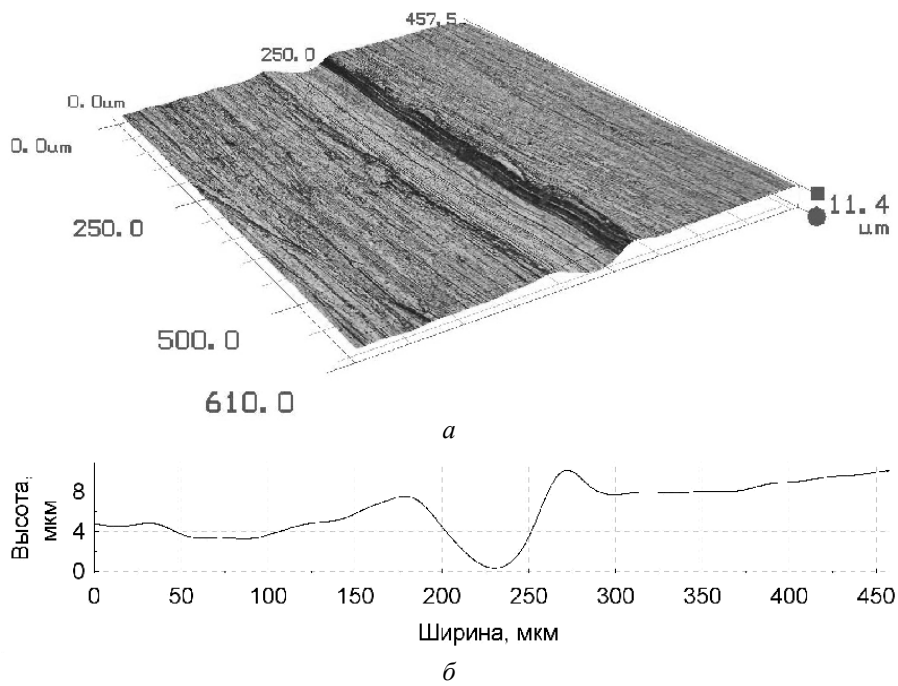


Рис. 1. 3D-изображение участка поверхности с дорожкой трения (а) и поперечный профиль поверхности (б)

ляется на профиле поверхности, построенном вдоль направления скольжения (рис. 2, б). Дно дорожки представляет собой последовательность сменяющих друг друга гребней и впадин с максимальной разницей высот около 1 мкм. Период рельефа составляет величину порядка 10...15 мкм.

Анализ акустического излучения системы трения показал, что имеется два характерных типа фреймов с существенно различающейся формой сигнала. Фреймы одного типа (тип I) характеризуются скачкообразным ростом сигнала от некоторого постоянного до максимального уровня с последующим более плав-

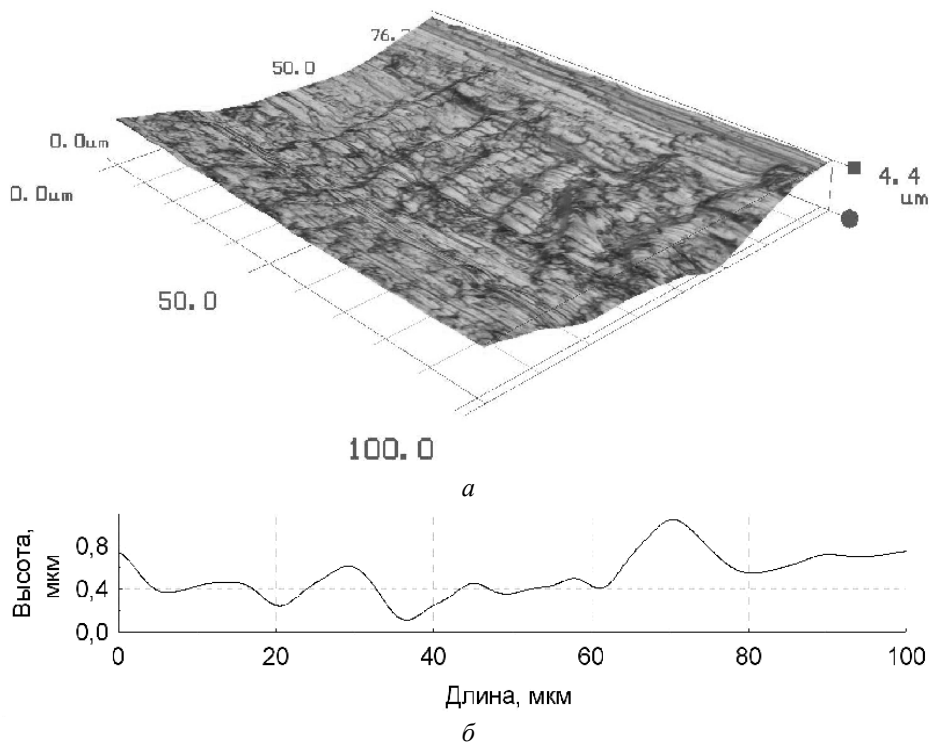


Рис. 2. 3D-изображение участка дна дорожки трения (а) и продольный профиль поверхности этого участка (б)

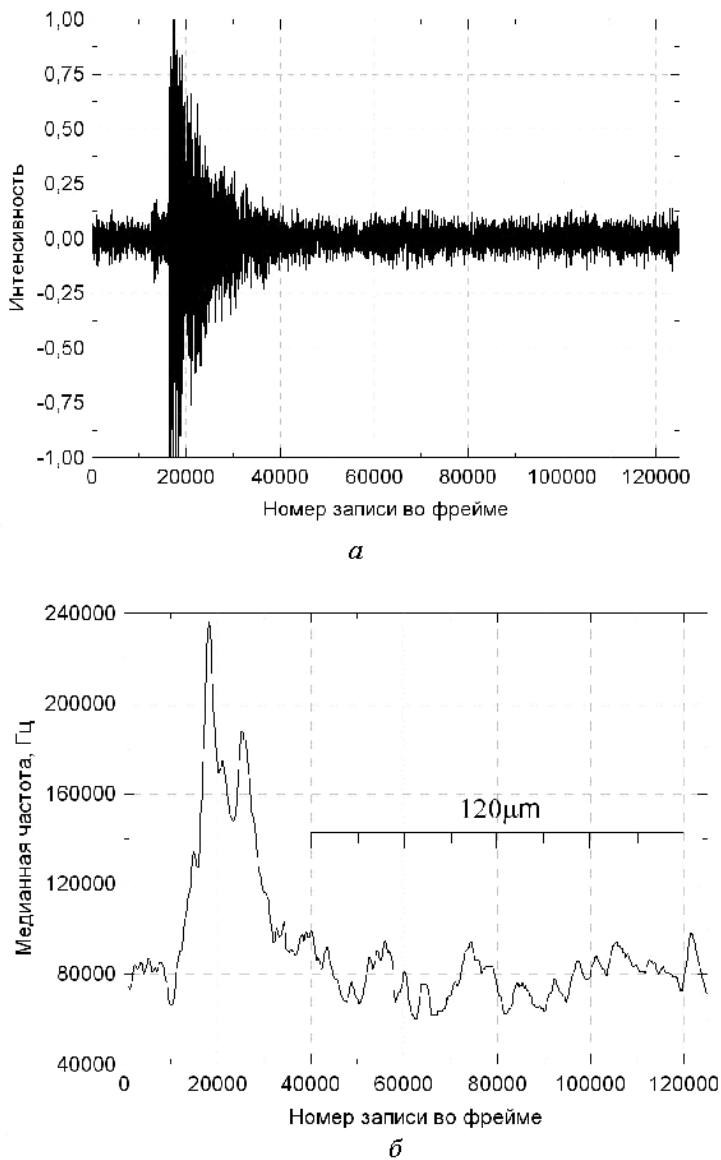


Рис. 3. Нормированный акустический сигнал (а) и медианная частота (б) внутри фрейма (тип I)

ным падением до первоначальной величины (рис. 3, а). Повышение амплитуды сигнала сопровождается также резким повышением медианной частоты от 80 до 240 кГц и дальнейшим снижением до первоначального значения (рис. 3, б). Наблюдаемый сигнал по форме аналогичен сигналу, полученному при хрупком разрушении графита в процессе трения в паре с твердосплавным индентором [9]. Здесь, как и в случае с гранитом, вместе с увеличением амплитуды сигнала быстро растет медианная частота. Различия состоят только в меньшей скорости затухания и большей интенсивности низкочастотной части фрейма. Таким образом, по аналогии с гранитом, можно сказать, что в данном случае сигнал описанного типа может

генерироваться при раскрытии микротрещины, отделяющей частицу износа алюминиевого сплава с дорожки трения. Отсутствие на изнашиваемой поверхности других возможных источников такого сигнала в виде микротрещин также говорит в пользу сделанного утверждения.

От момента снижения медианной частоты и до конца фрейма имеют место квазипериодические колебания медианной частоты от 60 до 100 кГц (рис. 3, б), при этом сам сигнал не претерпевает значительных изменений (рис. 3, а). Для оценки пространственного периода колебаний медианной частоты на рис. 3, б приведена шкала, отражающая путь, проходимый индентором во время записи фрейма. Как можно видеть из рис. 3, б, период колебаний медианной частоты составляет 10...30 мкм, что по порядку величины совпадает с периодом микро рельефа дорожки трения (рис. 2, б). Можно предположить, что акустический сигнал на данном участке фрейма возникает за счет квазиупругого механического контакта индентора с гребнями волн деформационного рельефа в режиме «stick-sleep».

Второй характерный тип фреймов (тип II, рис. 4, а) по форме сигнала отличается от описанного выше более высокой средней интенсивностью сигнала и отсутствием ярко выраженных пиков. Главное различие между двумя типами фреймов состоит в поведении медианной частоты. Тип II характеризуется значительно более низкой медианной частотой (рис. 4, б). На большей части фрейма она составляет ≈ 40 кГц. Кроме того, наблюдаются квазипериодические изменения медианной частоты с периодом 15...60 мкм, когда ее значение опускается ниже 30 кГц. Моделирование, проведенное в работе [10], показало, что уменьшение частоты генерируемых трибосистемой колебаний происходит вследствие интенсивного пластического деформирования поверхностного слоя материала. Расчеты также показали, что в условиях адгезионного трения пластическая деформация поверхностного

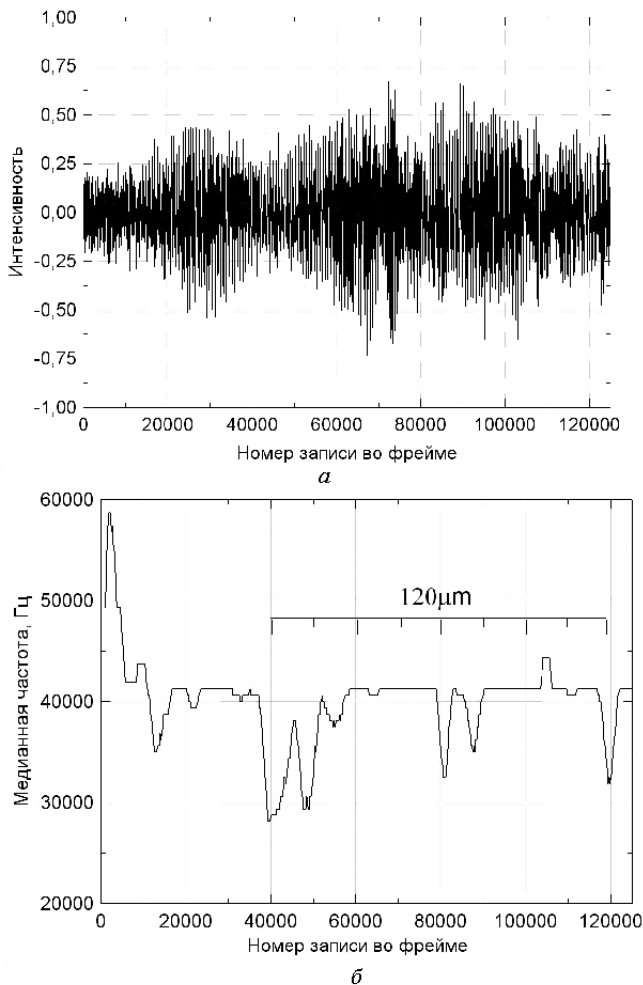


Рис. 4. Нормированный акустический сигнал (а) и медианная частота (б) внутри фрейма (тип II)

слоя носит не непрерывный, а квазипериодический характер [11].

На основании этих двух факторов можно сказать, что фреймы типа II излучаются трибо-системой при интенсивном пластическом деформировании. При этом процесс деформирования не является стационарным и протекает по схеме, аналогичной «stick-sleep». Скорость пластической деформации меняется циклически от минимального до максимального значения, что приводит к формированию деформационного рельефа дорожки трения (см. рис. 2, а).

Заключение

При анализе акустического сигнала, генерируемого при трении стального индентора по образцу из алюминиевого сплава, обнаружено два характерных типа фреймов, каждый из которых отвечает своему набору событий,

происходящих на дорожке трения. Первый тип характеризуется значительным ростом медианной частоты с увеличением амплитуды сигнала и излучается при отделении частицы износа. Особенностью второго типа фреймов, наоборот, является снижение медианной частоты при более высокой амплитуде сигнала. Сигнал этого типа появляется при интенсивном нестационарном пластическом деформировании и формировании квазипериодического рельефа на поверхности износа.

Работа выполнена по проекту № III.23.2.4 «Разработка научных основ создания мультимодальных функциональных материалов и покрытий триботехнического назначения на основе динамики контактирования поверхностей» Программы III.23.2 фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг., при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 2.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218.

Список литературы

1. Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьин Б.Н. и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. – М.: Машиностроение, 2002. – 240 с.
2. Фадин Ю.А. Применение акустической эмиссии для оценки массового износа // Трение и износ. – 2008. – Т. 29. – № 1. – С. 29–32.
3. Ferrer C., Salas F., Pascal M., Orozco J. Discrete acoustic emission waves during stick-slip friction between steel samples // Tribology International. – 2010. – N 43. – P. 1–6.
4. Hase A., Mishina H., Wada M. Acoustic emission in elementary processes of friction and wear // Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing. – 2009. – V. 3. – N 4. – P. 333–344.
5. Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Колубаев А.В., Лобач М.И., Гончаренко И.М. Особенности акустической эмиссии на разных стадиях изнашивания твердого покрытия при сухом трении / Известия вузов. Физика. – 2012. – Т. 55. – № 5/2. – С. 234–238.
6. Колубаев Е.А., Лобач М.И., Гончаренко И.М., Колубаева Ю.А., Сизова О.В. Особенности получения нанокристаллических покрытий системы Ti–Al–N и исследование их разрушения при трении скольжения с использованием метода акустической эмиссии // Изв. вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 11/3. – С. 246–250.

7. Мерсон Д.Л., Полунин В.И., Чудинов Б.А., Растегаев И.А., Разуваев А.А. Изучение процессов разрушения поверхностей, деформируемых трением, методом акустической эмиссии // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2007. – № 8. – С. 9–13.

8. *ALGLIB* (www.alglib.net), Sergey Bochkanov and Vladimir Bystritsky.

9. Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Колубаев А.В., Попов В.Л. Использование акустической эмиссии для анализа процессов изнашивания при трении сколь-

жения // Письма в ЖТФ. – 2013. – Т. 39. – В. 4. – С. 79–86.

10. Рубцов В.Е., Колубаев А.В. Пластическая деформация и квазипериодические колебания в трибологической системе // ЖТФ. – 2004. – Т. 74. – В. 11. – С. 63–69.

11. Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев А.В. Неоднородность деформации и сдвиговая неустойчивость материала при трении // Изв. вузов (Физика). – 2011. – Т. 54. – № 11/3. – С. 215–220.

Features of acoustic signal emission in dry sliding friction

E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Kolubaev

This paper describes the features of acoustic signals in friction pair of steel - aluminum alloy, in which intensive plastic deformation in frictional contact is realized. In the analysis of the acoustic response of the system method of median frequency calculating using windowed Fourier transform was used.

Key words: sliding friction, friction surface, plastic deformation, acoustic emission, acoustic signal, frequency spectrum.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПЛЕКСА ПОВЫШЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СТАЛИ 20 МЕТОДОМ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ*

А.С. ПЕРЦЕВ, аспирант

Д.О. ПАНОВ, ст. преподаватель

А.П. НИШТА, канд. техн. наук

*Ю.Н. СИМОНОВ д-р. техн. наук, профессор
(ПНИПУ, г. Пермь)*

П.А. ПОПЕЛЮХ, аспирант

*Н.В. ПЛОТНИКОВА, канд. техн. наук
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 20 декабря 2012 года

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

Исследованы процессы формирования комплекса повышенных механических характеристик трубных заготовок из стали 20 при комплексной механотермической обработке, включающей исходное термоулучшение, холодную радиальную ковку и последеформационный отжиг в широком интервале температур.

Ключевые слова: конструкционная сталь 20, механотермическая обработка, радиальная ковка, последеформационный отжиг, повышенный комплекс механических характеристик.

Введение

Метод упрочнения стали термомеханической обработкой был открыт и получил широкое применение в промышленности в середине XX века [1].

В настоящее время перспективным вариантом механотермической обработки является последовательное применение операций пластической деформации различными методами и термической обработки с целью получения ультрамелкозернистой (УМЗ) и наноструктур.

Наиболее эффективными способами пластической деформации являются равноканальное угловое прессование (РКУП) и кручение под высоким давлением. РКУП как способ упрочнения конструкционных сталей, в том числе и стали 20, изучен достаточно подробно [2]. Однако данный метод является лабораторным и имеет ряд существенных требований к размерам исходных заготовок под деформацию и получаемых изделий.

Существуют также и другие методы деформации, позволяющие получать УЗМ и наноструктуры в объемных (массивных) образцах – это деформация всесторонней ковкой [3], радиальной ковкой и штамповкой обкатыванием [4].

Целью данной работы является исследование закономерностей изменения механических характеристик промышленных заготовок из стали 20, подвергнутых в исходно-термоулучшенном состоянии холодной радиальной ковке и последеформационному отжигу в широком интервале температур.

Материалы и методики проведения исследований

В качестве материала исследования выбрана углеродистая конструкционная сталь 20, имеющая следующий химический состав, % (масс.): 0,24 С; 0,39 Мн; 0,22 Сг; 0,14 Мо; 0,25 Si; 0,18 Ni; 0,15 Cu; 0,022 S; 0,012 P.

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

Трубные заготовки из стали 20 подвергали термическому улучшению по режиму: закалка от 860 °С (40 мин) в воде и последующий отпуск при 570 °С, 1 ч охлаждение в воде. Данное состояние принимается в работе в качестве исходного и далее по тексту обозначается как “исходно-термоулучшенное”.

Затем заготовки из стали 20 деформировали радиальной ковкой: исходная заготовка – труба Ø70×15 мм, поковка – труба Ø54×8 мм, что соответствует степени деформации, примерно равной 55 %. Радиальную ковку осуществляли за три последовательных прохода.

Исследования микроструктуры проводили на микрошлифах с использованием светового микроскопа Carl Zeiss AxioObserver A1m при увеличениях до 1000 крат. Выявление микроструктуры проводили путем травления микрошлифов 3 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Испытания на одноосное растяжение проводили с помощью системы универсальной серво-

гидравлической типа Instron 300DX. Расчет характеристик прочности (σ_b , $\sigma_{0,2}$) и пластичности (δ , ψ) проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 на пятикратных цилиндрических образцах, тип III № 7.

Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре типа Metro Com в соответствии с ГОСТ 9454–78 на образцах с концентратором U (типоразмер 3 по ГОСТ 9454), а также на образцах с предварительно наведенной усталостной трещиной (тип 17 по ГОСТ 9454).

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктуры образцов стали 20 в исходном термоулучшенном состоянии и после радиальнойковки с суммарной степенью деформации 55 % представлены на рис. 1. Съемки микроструктуры на трубных заготовках производили в двух местах – вблизи наружной и вблизи внутренней поверхностей.

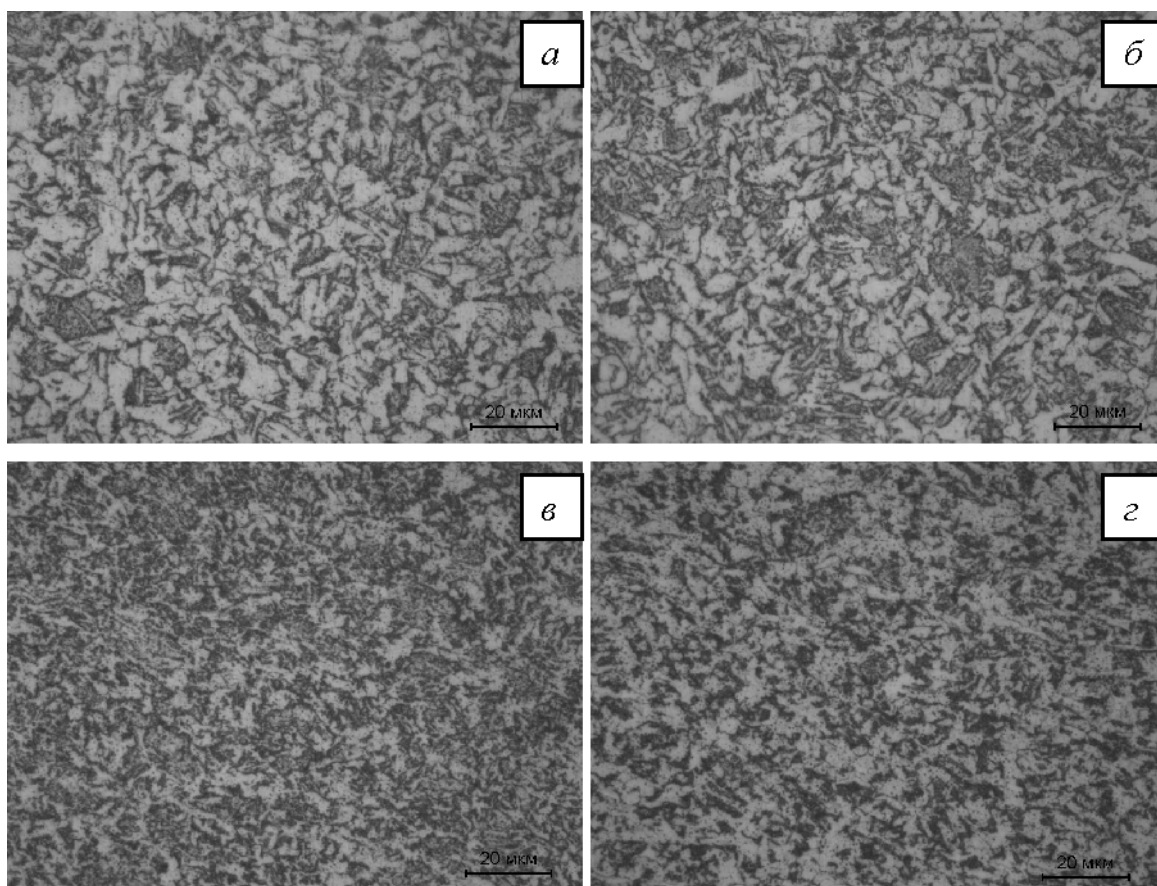


Рис. 1. Микроструктура стали 20 при увеличении $\times 1000$ в исходном термоулучшенном состоянии (а, б) и после трех проходов РК (в, г): а, в – вблизи наружной поверхности; б, г – вблизи внутренней поверхности

**Характеристики механических свойств трубных заготовок из стали 20
после различных видов обработки**

Номер и режим обработки	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	KCU	KCT
	МПа		%		МДж/м ²	
Улучшение	400	570	31,2	76,5	2,20	1,75
Улучшение + $\epsilon=22\%$	600	655	21,5	71,0	1,85	1,40
Улучшение + $\epsilon=40\%$	675	730	18,2	70,5	1,90	1,40
Улучшение + $\epsilon=55\%$	765	825	13,5	65,5	1,60	1,15
$\epsilon=53\%$ + отжиг при 300 °С	815	820	9,8	66,0	1,60	1,55
$\epsilon=53\%$ + отжиг при 500 °С	770/735	770	8,8	66,5	1,70	1,55
$\epsilon=53\%$ + отжиг при 600 °С	640	645	20,8	73,5	2,15	1,70

Структуру стали 20, полученную в трубных заготовках после термического улучшения, можно классифицировать как высокоотпущенный мартенсит и некоторое количество избыточной ферритной фазы. Присутствие ферритной фазы, выделившейся отдельными участками, можно объяснить низкой прокаливаемостью данной стали. После проведения радиальнойковки за три прохода с суммарной степенью деформации 55 % структура становится более дисперсной, участки ферритной фазы сохраняются, однако их размер уменьшается.

Результаты испытания механических характеристик стали 20 после различных видов обработки представлены в таблице.

Сравнительный анализ характеристик механических свойств стали 20 показывает, что проведение РК со степенью деформации 40 % приводит к повышению предела текучести на 69 %, предела прочности на 28 %, при этом характеристики пластичности и ударной вязкости остаются на достаточно высоком уровне: $\delta = 18,2\%$, $\psi = 70,5\%$, $KCU = 1,9$ МДж/м² и $KCT = 1,4$ МДж/м² (см. таблицу).

Увеличение степени деформации до 55 % приводит к повышению $\sigma_{0,2}$ на 90 %, σ_B на 45 % и снижению δ на 56 %, ψ на 15 %, KCU на 27 % и KCT на 17 % по сравнению с исходным высокоотпущенным состоянием. Следует отметить, что механические характеристики после проведения радиальнойковки со степенью деформации 55 % на трубных заготовках из стали 20 находятся на достаточно высоком уровне и составляют: $\delta = 13,5\%$, $\psi = 65,5\%$, $KCU = 1,6$ МДж/м² и $CT = 1,15$ МДж/м² (см. таблицу).

Анализ вида диаграмм растяжения образцов из стали 20 (рис. 2) показывает, что после РК с различными степенями деформации характер диаграмм изменяется по сравнению с исходной. На диаграмме растяжения образцов в исходном состоянии наблюдается площадка текучести, которая отсутствует после проведения РК с различными степенями деформации. Вследствие этого для образцов в деформированном состоянии реализуется только условный предел текучести, за которым следует участок деформационного упрочнения. Длина участка деформационного упрочнения после одного и двух проходов радиальнойковки остается на достаточно высоком уровне. После трех проходов РК с суммарной степенью деформации 55 % горизонтальный участок после достижения максимального напряжения практически отсутствует, и дальнейшее удлинение образца идет с плавным уменьшением напряжения. Это говорит о том, что после такой степени деформации методом радиальнойковки данный материал исчерпал возможность к равномерному пластическому течению. Однако относительное удлинение образца после данного вида обработки составляет более 13 %, и высокая ударная вязкость позволяет говорить о высокой надежности такого материала и его практическом применении.

Проведение последеформационного отжига при 300 °С на стали 20 приводит к достижению максимальных характеристик прочности (см. таблицу), при этом снижается относительное удлинение образца, а относительное сужение и ударная вязкость остаются на уровне деформированного состояния. На диаграмме растяжения после такого отжига наблюдается ярко выражен-

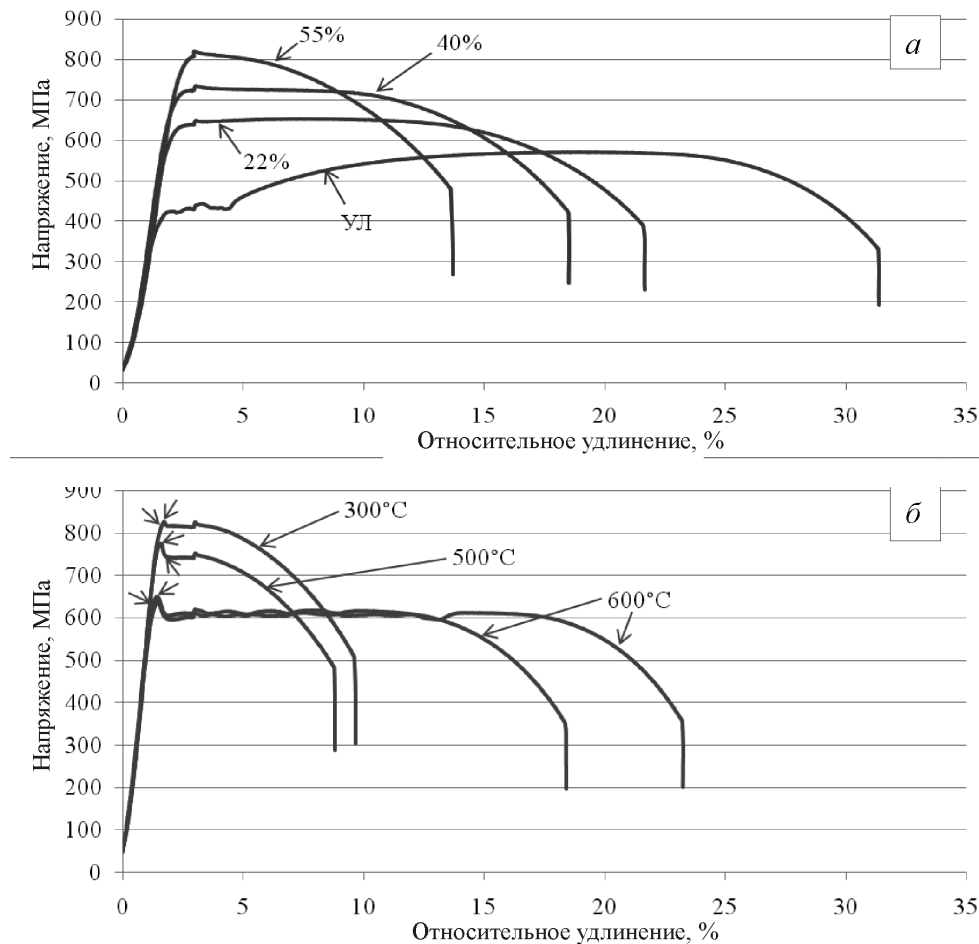


Рис. 2. Диаграммы растяжения при статическом нагружении образцов из стали 20: *а* – после улучшения (УЛ) и деформации методом радиальнойковки со степенью 22, 40, 55 %; *б* – после РК со степенью 53 % и отжига при 300, 500, 600 °С

ный «зуб» (см. рис. 2), аналогичный зубу текучести [1]. После «зуба» наблюдается небольшой почти горизонтальный участок (для отжига при 300 °С его протяженность по оси деформации составляет порядка 4 %), который можно считать и площадкой текучести, и участком очень слабого деформационного упрочнения. Такой специфический вид диаграмм растяжения позволяет говорить о том, что в данном случае верхний предел текучести и временное сопротивление разрыву практически равны.

При повышении температуры отжига до 600 °С такой вид диаграмм растяжения (с «зубом») сохраняется (см. рис. 2). Необходимо отметить, что максимальное напряжение на этом «зубе» уменьшается с увеличением температуры последеформационного отжига. При этом его величина (высота по оси напряжения) увеличивается, и наибольшая разница между максимальным и минимальным напряжением на зубе проявляется после отжига при температуре 600 °С.

Проведение последеформационного отжига при 500 °С приводит к одновременному снижению временного сопротивления разрыву, предела текучести и относительного удлинения. При этом относительное сужение и характеристики ударной вязкости несколько увеличиваются как по сравнению с деформированным состоянием, так и после проведения отжига при 300 °С (см. таблицу). Дальнейшее повышение температуры отжига приводит к снижению характеристик прочности и повышению характеристик пластичности и ударной вязкости. Так, после проведения отжига при 600 °С деформированных заготовок из стали 20 повышается предел текучести на 60 %, предел прочности на 13 %, при этом снижается относительное удлинение на 33 %, но его значение остается на достаточно высоком уровне и составляет ~20 %, относительное сужение и ударная вязкость остаются на прежнем уровне по сравнению с исходно термоулучшенным состоянием.

Выводы

1. Сравнительный анализ характеристик механических свойств стали 20 показывает, что проведение РК со степенью деформации 40 % приводит к повышению предела текучести на 69 %, предела прочности на 28 %, при этом характеристики пластичности и ударной вязкости остаются на достаточно высоком уровне: $\delta = 18,2\%$, $\psi = 70,5\%$, $KCU = 1,9 \text{ МДж/м}^2$ и $KCT = 1,4 \text{ МДж/м}^2$. Также изменяется вид диаграмм растяжения по сравнению с исходно термоулучшенным состоянием, на них отсутствует площадка текучести. Вследствие этого для образцов после радиальнойковки до степени деформации ~40 % реализуется условный предел текучести, за которым следует участок деформационного упрочнения

2. Увеличение степени деформации до 55 % приводит к повышению $\sigma_{0,2}$ на 90 %, σ_b на 45 % и снижению δ на 56 %, ψ на 15 %, KCU на 27 % и KCT на 17 % по сравнению с исходно высокоопущенным состоянием. Следует отметить, что механические характеристики после проведения радиальнойковки со степенью деформации 55 % на трубных заготовках из стали 20 находятся на достаточно высоком уровне, и составляют: $\delta = 13,5\%$, $\psi = 65,5\%$, $KCU = 1,6 \text{ МДж/м}^2$ и $KCT = 1,15 \text{ МДж/м}^2$.

3. Проведение последеформационного отжига при 300 °С на стали 20 приводит к достижению максимальных характеристик прочности, при этом снижается относительное удлинение образца, а относительное сужение и ударная вязкость остаются на уровне деформированного состояния. На диаграмме растяжения после такого отжига наблюдается ярко выраженный «зуб». После «зуба» наблюдается небольшой, почти горизонтальный участок (для отжига при 300 °С его протяженность по оси деформации составляет порядка 4 %), который можно считать и площадкой текучести, и участком очень слабо-

го деформационного упрочнения. Такой специфический вид диаграмм растяжения позволяет говорить о том, что в данном случае верхний предел текучести и временное сопротивление разрыву практически равны.

4. При повышении температуры отжига деформированных заготовок из стали 20 до 600 °С такой вид диаграмм растяжения (с «зубом») сохраняется. При этом повышается предел текучести на 60 %, предел прочности на 13 %, снижается относительное удлинение на 33 %, но его значение остается на достаточно высоком уровне и составляет ~20 %, относительное сужение и ударная вязкость остаются на прежнем уровне по сравнению с исходно термоулучшенным состоянием.

5. Сравнение требований ОСТ 3-1686-80 для изделий типа «труба» на категорию прочности КС70 ($\sigma_{0,2} \geq 700 \text{ МПа}$, $\delta \geq 9\%$, $\psi \geq 45\%$, $KCU \geq 0,6 \text{ МДж/м}^2$) и характеристик механических свойств деформированных трубных заготовок из стали 20 со степенью деформации 55 % показало, что радиальная ковка позволяет получать высоконадежный материал для изготовления сосудов высокого давления.

Список литературы

1. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка стали. В 2-х т. – М.: Металлургия, 1968.
2. Копцева Н.В. Закономерности формирования ультрамелкозернистой структуры, обеспечивающей улучшение свойств углеродистых конструкционных сталей: дис. ... д-ра техн. наук. – Магнитогорск: МГТУ, 2012.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
4. Перцев А.С., Симонов Ю.Н., Касаткин А.В., Бухалов А.Д. Формирование комплекса повышенных механических характеристик промышленных заготовок из стали 35Х методом механотермического воздействия // МиТОМ. – 2012. – № 11. – С. 11–17.

Increased mechanical properties formation on 0.2 % carbon steel by integrated mechanical and heat treatment

A.S. Pertsev, D.O. Panov, A.P. Nishta, U.N. Simonov, P.A. Popeluh, N.V. Plotnikova

The structure evolution and mechanical properties of billets of 0.2% carbon steel, processed by integrated mechanical and heat treatment, which includes the quenching and high tempering, cold radial forging and subsequent annealing in a wide temperature range, were investigated.

Key words: 0.2% carbon steel, integrated mechanical and heat treatment, cold radial forging, subsequent annealing, increased mechanical properties.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ГЕОМОДИФИКАТОРЕ ТРЕНИЯ НА ОСНОВЕ СЛОИСТОГО ГИДРОСИЛИКАТА*

*Ж.Г. КОВАЛЕВСКАЯ, канд. техн. наук, доцент (ТПУ)
ведущий инженер (ИФПМ СО РАН), г. Томск*

А.В. ХАТЬКОВА, инженер, ИФПМ СО РАН, г. Томск

О.А. БЕЛЯВСКАЯ, гл. специалист, ИФПМ СО РАН, г. Томск

В.В. БАЗАРКИНА, аспирант, НГТУ, г. Новосибирск

А.И. ТОЛМАЧЕВ, гл. специалист, ИФПМ СО РАН, г. Томск

М.А. ХИМИЧ, студентка ТГУ, г. Томск

Статья поступила 18 января 2013 года

Ковалевская Ж.Г. – 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Проведено экспериментальное моделирование процесса введения геомодификатора в зону трибосопряжения путем нагрева и путем механического перемешивания порошка серпентина с порошком железа. Показано, что при нагреве смеси порошка серпентина и железа процесс дегидратации серпентина затрудняется, начинаясь при более высокой температуре – 650 °С. Этой же температуре соответствует энергия, выделяемая на поверхности трения при механическом перемешивании порошков.

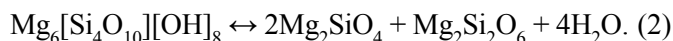
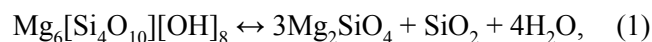
Ключевые слова: серпентин, нагрев, рентгенофазовый анализ, фазовый состав.

Введение

Одним из перспективных направлений создания современных смазочных композиций (СК) для повышения работоспособности трибосопряжений является использование геомодификаторов трения (ГМТ) на основе слоистых гидросиликатов [1,2]. Уникальные свойства гидросиликатов обусловлены особенностью их строения. Например, серпентин состоит из двухслойного пакета чередующихся тетраэдров $[\text{Si}_2\text{O}_5][\text{OH}]$ и октаэдров, заполненных атомами магния, с общей формулой $\text{Mg}_3[\text{Si}_2\text{O}_5][\text{OH}]_4$ или $\text{Mg}_6[\text{Si}_4\text{O}_{10}][\text{OH}]_8$. Каждый пакет имеет сильные ковалентные связи и нулевой суммарный заряд. Пакет скреплен с соседними верхним и нижним пакетами слабо, лишь остаточными ван-дер-ваальсовыми связями [3]. Легкое скольжение пакетов относительно друг друга обеспечивает

смазочным композитам, в состав которых входит серпентин, низкий коэффициент трения (0,02...0,09), что снижает потери мощности в машинах и механизмах на преодоление трения и повышает их износостойкость [2].

Другой не менее ценной особенностью слоистых гидросиликатов является способность при нагреве терять гидроксильную группу и превращаться в твердые материалы – силикаты островные (форстерит Mg_2SiO_4) и ленточные (пироксен $\text{Mg}[\text{Si}_2\text{O}_6]$ и ортопироксен $\text{Mg}_2\text{Si}_2\text{O}_6$), кварц SiO_2 . При этом в материале может происходить гидратация с возвращением минералу исходного состояния [2,4]. Упрощенно процесс может быть описан реакциями



* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

При трении локальная флуктуация температуры на выступах шероховатости контактируемых поверхностей может приводить к частичной дегидратации серпентина и образованию силикатов. Твердые частицы силикатов и оксида кремния, шаржируя поверхности трения, могут закрепляться в более мягком материале основы и создавать условия для высаживания покрытия, состоящего из частиц серпентина и продуктов его дегидратации. Расширяясь и уплотняясь, покрытие может закрыть всю поверхность трения [1,2].

Следует отметить, что при разных режимах работы пары трения получаемое покрытие может как улучшать, так и ухудшать условия контакта сопряженных тел. В первую очередь, это зависит от состава покрытия: в нем преобладают гидросиликаты, обеспечивающие низкий коэффициент трения, или твердые оксиды и силикаты, при частичном отделении которых от покрытия происходит абразивный износ трущихся тел [2].

Поэтому задачей данного исследования было определение условий дегидратации серпентина при его введении в трибосопряжение и температуры нагрева, при которой в материале формируется фазовый состав, близкий к фазовому составу материала покрытия.

Материалы и методы исследования

В работе использовался порошок серпентина, изготовленный в ООО «Забайкальский научно-исследовательский институт отраслевых технологий» из местных пород серпентинита, предоставленных сотрудниками Института природных ресурсов, экологии и криологии СО РАН, г. Чита.

Как известно, в серпентине выделяется несколько минеральных видов, определяемых характером наложения слоев и шириной пакетов: антигорит имеет моноклинную сингонию со слоистой структурой; лизардит, также со слоистой структурой, является тригональным; у хризотила с завернутыми по спирали слоями сингония моноклинная. Все перечисленные модификации серпентина могут присутствовать в полученном порошке [3,4]. Кроме того, в исследованном порошке могут сохраняться примеси других минералов: брусита, талька, силикатов [2]. Поэтому для установления качества исходного материала был определен фазовый состав порошка серпентина.

Экспериментальное моделирование поведения геомодификатора в зоне трибосопряжения при контакте с металлическими поверхностями контртел осуществлялось путем нагрева смеси порошка серпентина и металлической составляющей – порошка железа, а также путем длительного перемешивания той же смеси. Исследовалась смесь с равной объемной долей порошка серпентина и технически чистого железа [5].

Нагрев порошков проводили в интервале температур 550...850 °С в электропечи сопротивления SNOL 7.2/1300 с защитной атмосферой аргона. Перемешивание порошков осуществляли в шаровой мельнице, установленной в смеситель, работающий по принципу «пьяной бочки». Время перемешивания составляло 672 ч.

Оптическое исследование порошков проводилось с использованием стереоскопического микроскопа МБС-10. Рентгенофазовый анализ (РФА) осуществлялся на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. Элементный состав модельных материалов определяли с помощью энергодисперсионного анализа на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50. На этом же микроскопе проводился анализ морфологии поверхности исследуемых порошков.

Для качественной оценки и анализа превращений, происходящих в исследуемых порошках при нагреве, были использованы результаты термogravиметрического (ТГ) и дифференциального сканирующего калориметрического (ДСК) анализа [5,6].

Результаты исследования и их обсуждение

Порошок серпентина изображен на рис. 1, а. Он имеет характерный серо-зеленый цвет и состоит из агломератов слипшихся частиц размером от 50 мкм и частиц микронного размера, представляющих собой обломки тончайших спиралевидных волокон и пластинок серпентина (рис. 1, б). Агломераты представляют собой скопления частиц размером около 10 мкм (рис. 1, в).

В исходном состоянии элементный состав порошка соответствует составу серпентина – кремний, марганец, кислород с примесями алюминия и железа. По результатам РФА основной объем материала составляют две модификации серпентина. Исходя из интенсивности основных

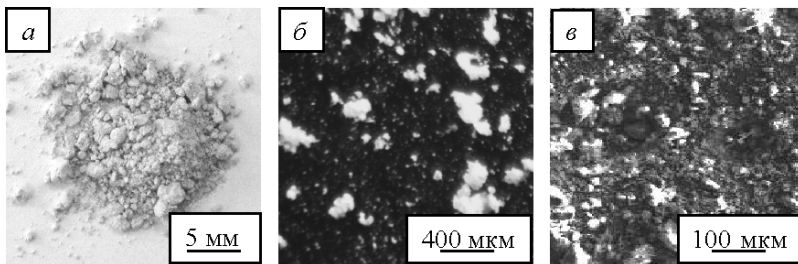


Рис. 1. Оптическое (а, б) и РЭМ-изображение (в) насыпки порошка серпентина

пиков большую долю материала составляет лизардит – $Mg_3[Si_2O_5][OH]_4$, затем следует хризотил – $Mg_6[Si_4O_{10}][OH]_8$. Кроме того, в порошке присутствует тальк $Mg_3[OH]_2Si_4O_{10}$ и магнезиальный гидросиликат, описываемый формулой $Mg_{12}[SiO_4]_4O_3[OH]_2$ (рис. 2).

Для определения температурных интервалов, характеризующих фазовые превращения в серпентине, проанализированы термограммы, полученные при нагреве порошка [7]. Определено, что процесс дегидратации в серпентине начинается при температуры около 550 °С. Далее при нагреве проявляются эндотермические эффекты в температурном интервале дегидратации: лизардита 614 °С, хризотила 700 °С, антигорита 796 °С (рис. 3) [5, 6]. По данным РФА, основными фазами в исследуемом серпентине являются тригональный лизардит и моноклинный хризотил. Однако антигорит, проявляющий на термограмме самые яркие эндотермические эффекты, также имеет моноклинную сингонию

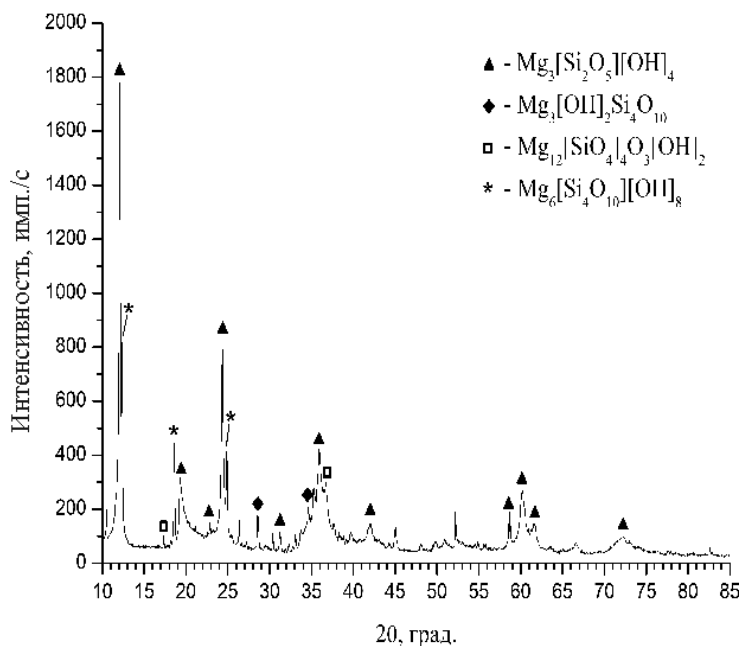


Рис. 2. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы порошка серпентина

и может быть интерпретирован на рентгеновской дифрактограмме как хризотил. При температуре 850 °С дегидратация серпентина заканчивается, что подтверждается на термограмме в виде экзотермического эффекта при 818 °С. Данное заключение подтверждает и потеря веса минерала на 12 %, что соответствует массовой доле воды в серпентине [3, 5].

Для оценки фазовых превращений, происходящих в исследуемом материале при нагреве до определенных нами критических температур, навески порошка серпентина были нагреты в печи в защитной атмосфере аргона до 550, 650, 750 и 850 °С.

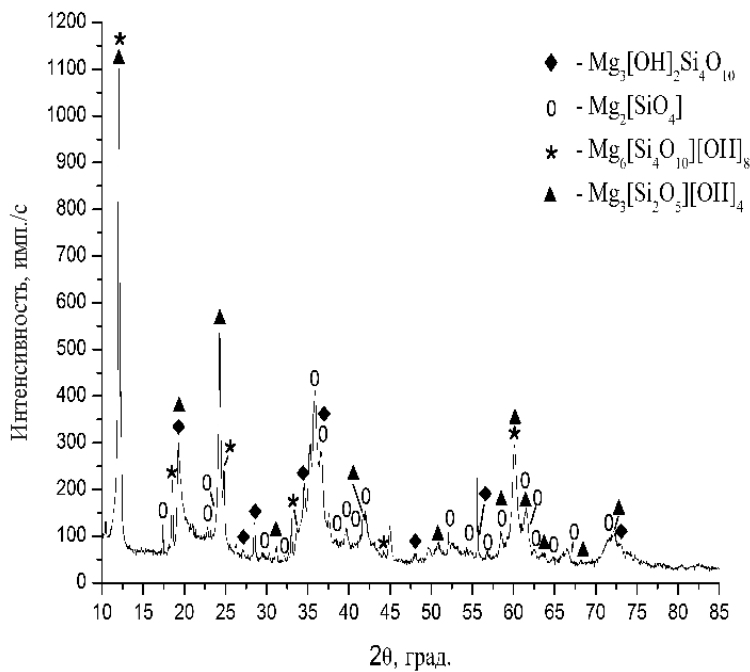
При нагреве серпентин начинает менять свой цвет от серо-зеленого до темно-серого. Морфология порошка при нагреве не меняется. Снижается его склонность к образованию агломератов. При этом сохраняется исходное строение отдельных частиц серпентина. Элементный состав порошка сохраняется. Снижается лишь объемная доля кислорода за счет выделения из минерала ОН-группы.

РФА насыпок порошка серпентина показал, что при нагреве до 550 °С наряду с существующими в серпентине фазами: лизардитом, хризотилом и тальком начинает образовываться форстерит (рис. 3, а). С увеличением температуры нагрева доля форстерита возрастает, а доля магнезиальных гидросиликатов уменьшается. При температуре 850 °С почти весь объем материала занимает форстерит (рис. 3, б).

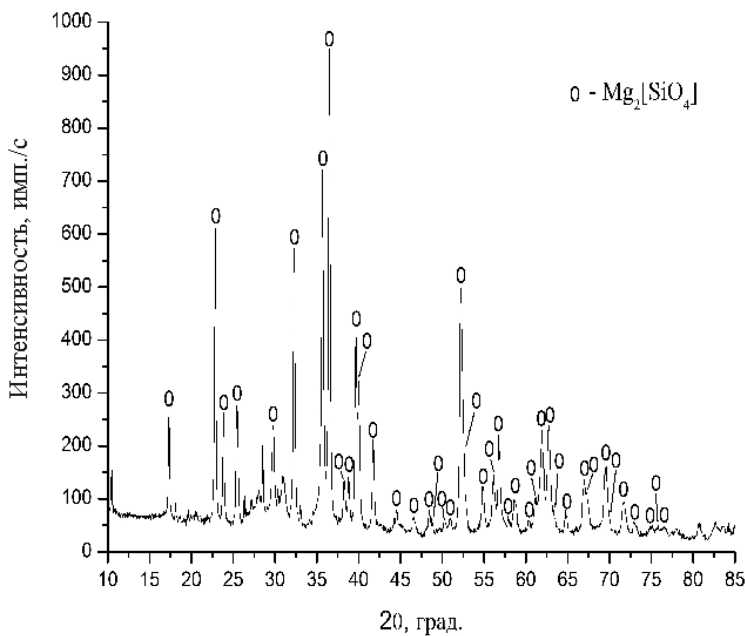
Далее проводились исследования смеси порошка железа с серпентином в исходном состоянии, после нагрева и после механического перемешивания.

В приготовленной смеси основная часть порошка серпентина сохраняет строение в виде агломератов, равномерно распределенных между частицами железа (рис. 4, а, б). Элементный и фазовый состав соответствует совокупности элементов и фаз, входящих в ее состав порошков.

При нагреве во всем исследуемом интервале температур морфология смеси не меняется. Не изменяется и элементный состав смеси. По данным ТГ-анализа определено,



а



б

Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм порошка серпентина после нагрева в атмосфере аргона до 550 °С (а) и 850 °С (б).

что при нагреве потеря веса насыпки составляет всего около двух процентов. Следовательно, гидроксильная группа не выделяется, а остается в смеси [5].

После 672-часового перемешивания исходная смесь (рис. 4, а) превращается в смесь окатышей (рис. 4, в). РЭМ показал, что окатыши состоят из частиц железа, окруженных частицами серпентина (рис. 4, з). Это сказывается на результатах энергодисперсионного анализа. Так как съемка

спектров происходит с тонкого поверхностного слоя насыпки, то доля железа на спектрограмме снижается.

Влияет ли присутствие железа на гидратацию гидросиликата при нагреве и при механическом перемешивании исследуемой смеси, показывают результаты ДСК и РФА. По данным ДСК, процесс нагрева смеси повторяет процесс нагрева серпентина с той лишь разницей, что при нагреве смеси поглощается меньшее количество тепла, что обусловлено протеканием экзотермических процессов в железной составляющей смеси. При нагреве смеси проявляются эндотермические эффекты, характерные для дегидратации и лизардита, и хризотила, и антигорита [5]. При этом РФА показывает, что при нагреве смеси до 550 °С никаких фазовых превращений не происходит (рис. 5, а). Следовательно, такой нагрев не является достаточным для протекания реакций отделения от гидросиликата ОН-группы. Процесс дегидратации серпентина начинается при нагреве до 650 °С. На рентгеновских дифрактограммах смеси, нагретой до этой температуры и выше, основное количество пиков принадлежит форстериту (рис. 5, б).

Сравним результаты РФА, полученные после нагрева смеси и после ее перемешивания. После перемешивания в смеси образуется форстерит (рис. 6). Близкий фазовый состав имеет и покрытие, образованное на стальных шариках из шаровой мельницы [7]. Как определено выше, образование магнезиального силиката происходит при нагревании серпентина за счет потери воды. Следовательно, во время перемешивания при взаимодействии частиц порошка железа и серпентина происходят процессы, приводящие к выделению энергии, эквивалентной температуре около 650 °С. Выделение тепла может происходить за счет локальных флуктуаций температуры на контактных площадках поверхности частиц железного порошка и серпентина при их соударении и трении, а также за счет домола спиралевидных и пластинчатых частиц серпентина на меньшие фрагменты.

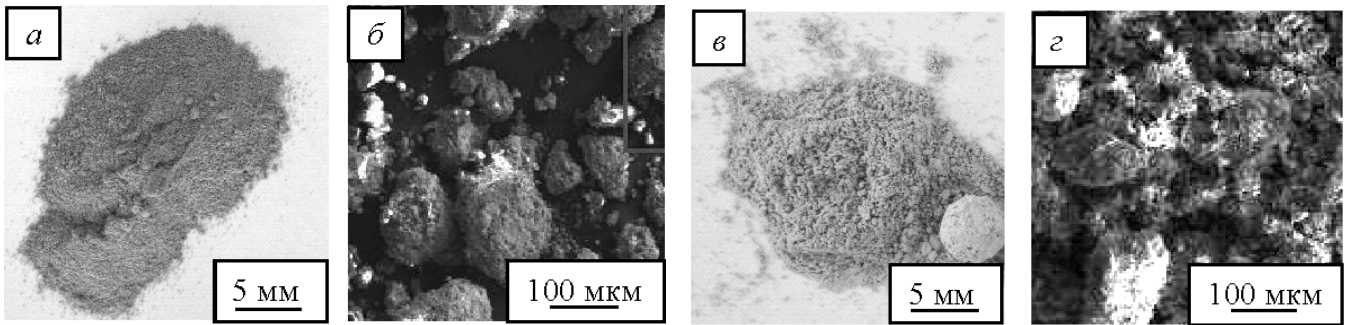


Рис. 4. Оптическое (а, в) и РЭМ-изображение (б, д) навески смеси порошка железа и серпентина в исходном состоянии (а, б) и после перемешивания в течение 672 ч (в, д)

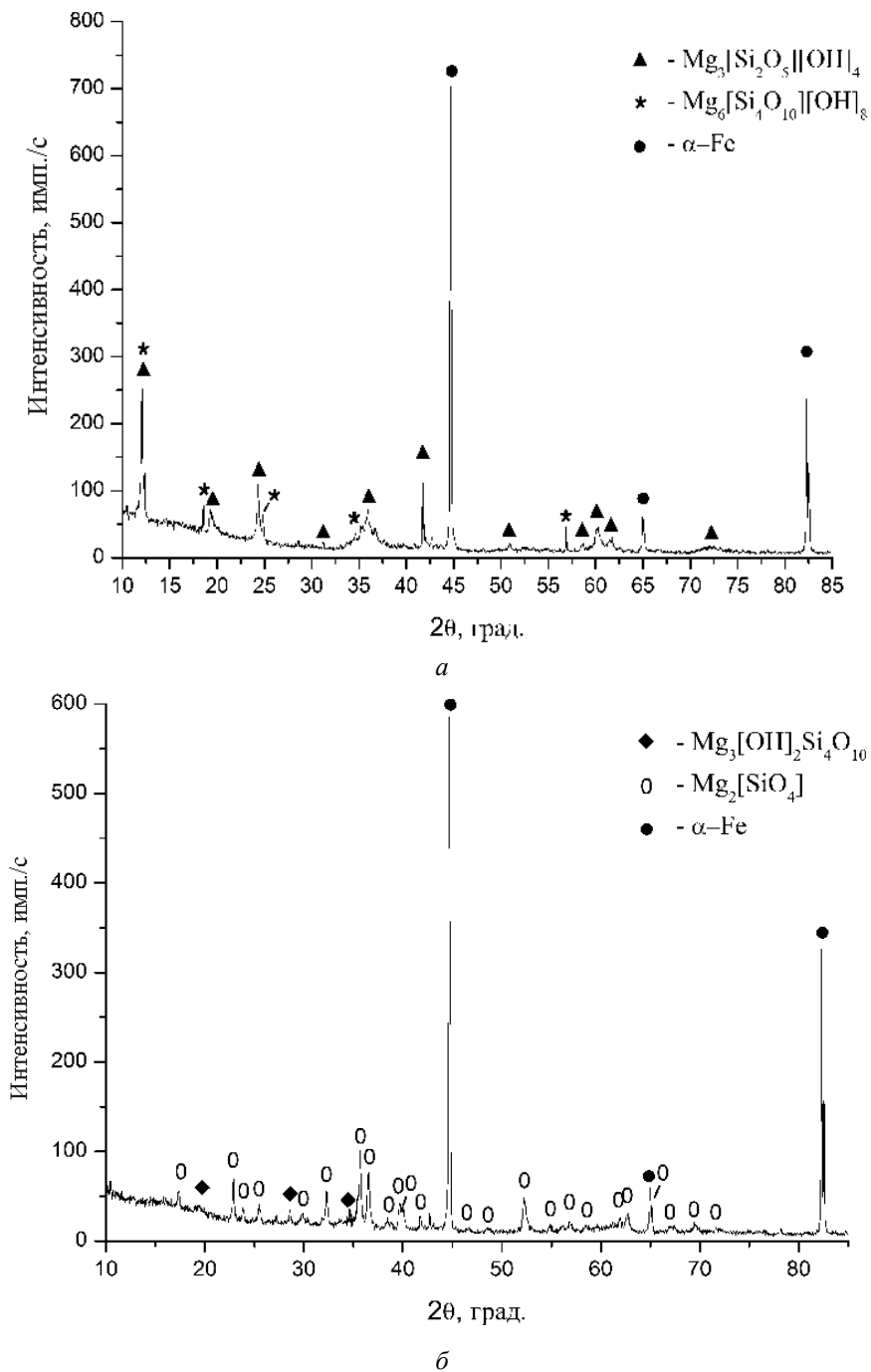


Рис. 5. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм смеси порошка железа и серпентина после нагрева в атмосфере аргона до 550 °С (а) и 650 °С (б)

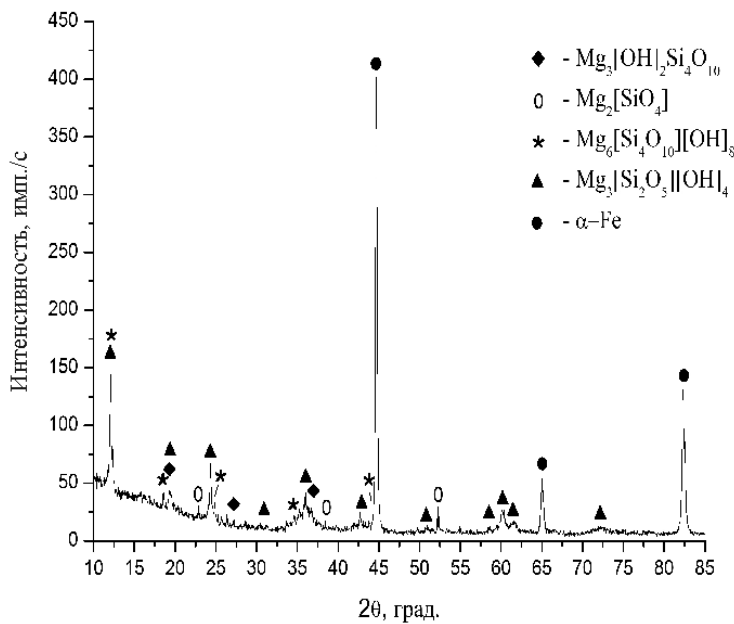


Рис. 6. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы смеси порошка железа и серпентина после перемешивания в течение 672 ч

Выводы

1. Исследуемый ГМТ является минералом, состоящим из нескольких видов серпентина: лизардита, хризотила, антигорита и небольшого количества талька без вредных примесных веществ, какими могли бы быть пироксены, алюмосиликаты и другие сопутствующие минералы.

2. По данным ДСК и РФА, процесс дегидратации в порошке серпентина начинается при нагреве до температуры около 550 °С. Дегидратация серпентина в смеси с железом начинается при более высокой температуре, а именно при 650 °С. Следовательно, в присутствии железа, что наблюдается в паре трения со стальным или чугуном контртелом, процесс образования твердого форстерита будет замедляться.

3. При взаимодействии порошка железа и серпентина в процессе их перемешивания в ша-

ровой мельнице в смеси формируется форстерит. Следовательно, совокупно выделяемая энергия в системе трения может быть приравнена к нагреву до 650 °С.

Работа выполнена в рамках проекта III.20.2.1. программы III.20.2. фундаментальных исследований СО РАН, 2010-2012 гг.

Список литературы

1. Усачев В.В., Погодаев Л.И., Телух Д.М., Кузьмин В.Н. Введение в проблему использования природных слоистых геомодификаторов в трибосопряжениях // Трение и смазка в машинах и механизмах. – № 1. – 2010. – С. 36–42.
2. Погодаев Л.И. Влияние геомодификаторов трения на работоспособность трибосопряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. – № 1. – 2005. – С. 58–67.
3. Булах А.Г., Кривовичев В.Г., Золотарев А.А. Общая минералогия: учебник. – М.: Изд-ий центр «Академия», 2008. – 416 с.
4. Чепуров А.И., Томиленко А.А., Жимулев Е.И. и др. Проблема воды в верхней мантии: разложение антигорита // Доклады академии наук. – 2010. – Т. 434. – №. 3 – С. 391–394.
5. Ковалевская Ж.Г., Белявская О.А., Уваркин П.В. Исследование влияния температуры на взаимодействие геомодифицирующего материала и стальной детали // Изв. вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – №. 11/3 – С. 242–245.
6. Термический анализ минералов и горных пород / В.П. Иванова, Б.К. Касатов, Т.Н. Красавина и др. – Л: Недра, 1974. – 399 с.
7. Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В., Веселов С.В., Толмачев А.И., Химич М.А. Исследование взаимодействия серпентина с железом при формировании покрытий на поверхности стальных деталей // Обработка металлов. – 2012. – № 3 – С. 120–124.

Influence of heating on phase transformations in geomodifiers of friction based on a layered hydrosilicate

Zh.G. Kovalevskaya, A.V. Hatkova, O.A. Belavskaya, V.V. Bazarkina, A.I. Tolmachov, M.A. Himich

The experimental simulation of the introduction into the zone tribounit geomodifiers made by heating and mechanical mixing powder serpentine and iron. It is shown that upon heating a mixture of powder serpentine and iron dehydration of serpentine becomes more difficult and occurs at a high temperature – 650 °С. This temperature corresponds to the energy released at the friction surface during mechanical mixing of powders.

Key words: serpentine, heating, X-ray diffraction, phase composition.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ОКСИДНОГО СОСТАВА И ТЕМПЕРАТУРЫ НА КОЭФФИЦИЕНТ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ*

*М.Н. ИГНАТОВ, доктор техн. наук, профессор
А.М. ИГНАТОВА, канд. техн. наук, ассистент
А.О. АРТЕМОВ, аспирант
(ПНИПУ, г. Пермь)
А.Ю. ЧУМАЧЕНКО, аспирант
Л.И. ШЕВЦОВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 29 января 2013 года

Артемов А.О. – 614000, Пермский край, г. Пермь, Комсомольский проспект, д. 29,
ФГБОУ ВПО “Пермский национальный исследовательский политехнический университет”,
e-mail: artemoff87@mail.ru

Работа посвящена исследованию влияния оксидного состава и температуры на коэффициент термического расширения синтетических минеральных сплавов (симиалов). Определено влияние концентрации компонентов симинала на КТР. Показаны рекомендуемые температуры эксплуатации изделий из каменного литья.

Ключевые слова: дилатометрия, синтетические минеральные сплавы, термический анализ, каменное литье, коэффициент термического расширения, оксидный состав, структурные изменения.

При получении камнелитых отливок из синтетических минеральных сплавов (симиалов) важной проблемой является трещинообразование [1]. Особенно это существенно для комбинированных отливок симинал–симиал, симинал–металл, а также для паянных соединений из симиналов и при нанесении цветных и функциональных покрытий на их поверхность [2]. Для снижения вероятности трещинообразования необходимо свести к минимуму коэффициент термического расширения (КТР) симиналов. Управлять величиной КТР представляется возможным посредством управления соотношением кристаллической и стекловидной фазы в структуре материала, что, в свою очередь, осуществимо при изменении оксидного состава материала. Из практики известно [3], что КТР оксидных сплавов определяется суммой КТР отдельных минеральных составляющих и их долей в структуре.

Это обстоятельство легло в основу исследований влияния отдельных составляющих на КТР симиналов (каменное литье).

Настоящая работа рассматривает влияние оксидного состава и температуры на КТР симиналов (каменное литье).

В качестве базового состава симинала на основе литейно-технологических и материаловедческих исследований методом оптимизации был получен сплав следующего состава, %: SiO_2 – 37,0; Al_2O_3 – 14,0; CaO – 11,3; FeO – 5,8; Fe_2O_3 – 9,9; MgO – 10,8; MnO – 0,3; $\text{K}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O}$ – 1,5; TiO_2 – 0,1. КТР у симинала данного состава составляет $5 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ [4], данный материал используется для получения простых и фасонных отливок, работающих в условиях резких перепадов температур.

С помощью известных методов планирования экспериментов [5] определяли влияние каж-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

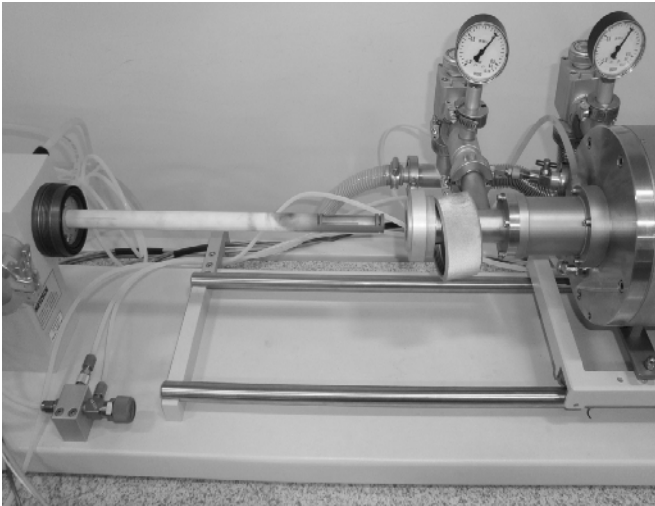


Рис. 1. Внешний вид дифференциального дилатометра марки NETZSCH DIL 402C

дого оксида (SiO_2 – 25-45 %; Al_2O_3 – 10-35 %; MgO – 15-25 %; CaO – 5-15 %) на КТР сплава в твердом (закристаллизованном) состоянии при температуре 400 °С.

КТР соответствующих составов симиналов были установлены экспериментально при измерениях, выполненных на дифференциальном дилатометре марки NETZSCH DIL 402C [6]. Дилатометр (рис. 1) состоит из цилиндра, сделанного из материала с известным КТР, который закреплен одним концом и помещен в нагреватель. В конце цилиндра располагается образец. Напротив образца устанавливается стержень, сделанный из того же материала, что и цилиндр. Другой конец стержня соединяется с устройством, способным фиксировать даже очень малое изменение своего положения. Нагревание пространства вокруг образца вызывает его расширение, а также расширение цилиндра. Если КТР образца отличается от КТР материала аппаратуры, то конец стержня сместится на расстояние, зависящее от длины образца и разницы КТР образца и материала аппаратуры. Для определения истинного КТР образца необходимо вводить коррекцию на расширение материала аппаратуры.

Образец, который помещается против плоской стенки измерительной системы, при нагревании перемещается в горизонтальном направлении пружинным толкателем. Это перемещение образца относительно либо цилиндра системы, либо второго стержня-толкателя измеряется с помощью LVDT (линейный датчик дифференциальной переменной).

Элементы системы измерения и тяги, как правило, сделаны из керамики – оксида алюминия или оксида кремния (кварца). Средний КТР кварца во всем изучаемом интервале температур составляет лишь $0,55 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, поэтому поправочный коэффициент, учитывающий расширение материала аппаратуры, достаточно мал.

В настоящей работе в качестве стандартного образца использован образец из вольфрама определенной длины. Условием к получению хороших достоверных результатов исследований является равномерность температуры по образцу и стандарту, оба из которых должны быть плоскими, с параллельными торцами. Дифференциальная точность улучшается, если неизвестный и стандартный образцы близки по характеристикам теплового расширения.

Кривые, полученные на дилатометре, характеризующие влияние отдельных оксидов на величину КТР, показаны на рис. 2.

При определенной концентрации стеклообразного оксида кремния возникает пик, характеризующий резкое снижение КТР, считается, что это обусловлено способностью сетки, образованной кремнекислородными тетраэдрами, «поглощать» расширение за счет изгиба связей в структурных пустотах. Определенный диапазон концентрации промежуточного оксида алюминия уменьшает КТР за счет снижения концентрации немостиковых атомов кислорода и, следовательно, удаления этих сильно асимметричных связей. При повышенных концентрациях оксидов кальция и магния КТР уменьшается, это происходит благодаря упрочнению решетки

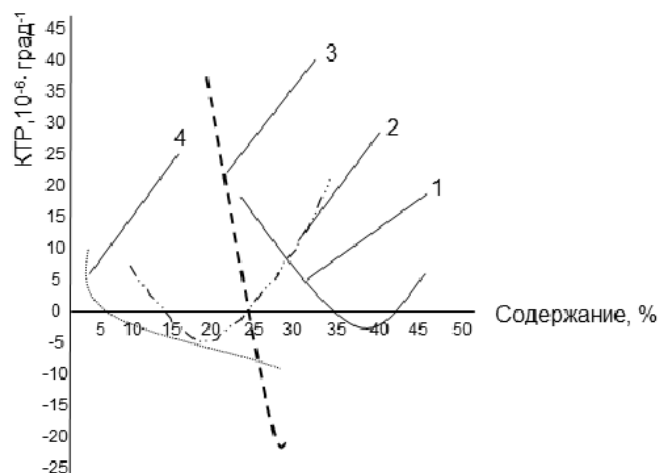


Рис. 2. Влияние концентрации компонентов симиналов на КТР:

1 – SiO_2 ; 2 – Al_2O_3 ; 3 – MgO ; 4 – CaO

из-за замены катиона натрия с низкой силой поля на двухзарядные ионы с большей силой поля.

Перед изучением различных зависимостей теплового расширения следует отметить, что важным моментом является диапазон температур, при котором определяется значение коэффициента расширения. Производители обычно приводят средний коэффициент теплового расширения для диапазона температур 20...300 °С, если не указаны иные условия.

Сравнительная характеристика КТР для разных материалов представлена в таблице.

КТР различных материалов [7]

Материал	Коэффициент линейного теплового расширения, $10^{-6} \cdot \text{град}^{-1}$
Алюминий	22.2
Бронза	18.0
Железо, литое	10.4
Литая стальная решетка	10.8
Гранит	7.9
Известняк	8
Кварц	0.77...1.4
Мрамор	5.5...14.1
Мыльный камень (стеатит)	8.5
Окись алюминия	5.4
Керамическая плитка (черепица)	5.9
Кирпич	5.5
Лед	51
Графит, чистый	7.9
Древесина, пихта, ель	3.7
Симинал	5,01

Рассмотрим теперь общий характер температурной зависимости КТР симиналов в интервале от «комнатной» температуры до температуры стеклования (рис. 3). При повышении температуры симиналы сначала проявляют большую или меньшую склонность к сжатию, затем КТР принимает положительные значения и начинает возрастать. В области комнатных температур возрастание КТР с температурой замедляется,

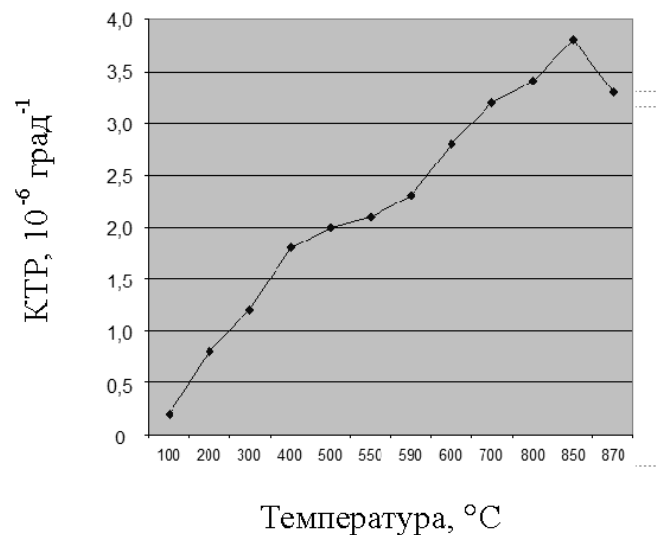


Рис. 3. Зависимость КТР каменного литья от температуры

но относительно небольшой рост сохраняется вплоть до температуры начала размягчения. В области температур стеклования КТР, как правило, резко возрастает. Для этого интервала температур характерно очень сильное влияние на величину α – тепловой истории образца.

Изучая полученные результаты, установлено, что для симиналов характерны два пика — около 450 °С и около 800 °С. Интересно, что наблюдаемые изломы имеют хорошее соответствие между изломами на кривых ДТА [8], снятых для симиналов тех же составов и с той же тепловой историей.

Анализ графической зависимости показал, что максимальная температура, до которой может быть нагрет симинал без угрозы растрескивания, составляет 550...600 °С. Поскольку именно на этом участке график имеет вид, наиболее близкий к линейной функции, а значит, удлинение образца вызвано увеличением расстояния между атомами, а не структурными превращениями, которые могут привести к образованию микро- и макроразрушений [1]. Изменение значения коэффициента термического расширения для цветного каменного литья составило $(5...25) \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$.

Выводы

1. Концентрация SiO_2 – 25...45 % в составе симиналов снижает КТР, а минимальные значения КТР обеспечиваются при концентрации 35...42 %.

2. Концентрация Al_2O_3 – 10...35 % снижает КТР симиналов, а выше данной концентрации способствует его повышению.

3. Концентрации MgO – 15...25 % и CaO – 5...15 % способствуют снижению КТР симиналов.

4. С повышением температуры КТР симиналов увеличивается в диапазоне $(5...25) \cdot 10^{-6}$ град⁻¹.

Список литературы

1. *Ignatova A.M.* Relationship of structure and color stone-casting materials made of mineral aggregates and technogenic raw materials // *Polymers research journal*. – 2011. – Т. 5. – № 1. – С. 47–54.

2. *Игнатова А.М.* Синтетические минеральные сплавы, полученные каменным литьем – материал настоящего и будущего // *Базальтовые технологии*. – 2012. – Т. 1. – № 1. – С. 46–50.

3. *Шелби Дж.* Структура, свойства и технология стекла. – М.: Мир. – 2006. – 288с.

4. *Ignatova A.M., Chernykh M.M., Ignatov M.N.* Fabrication of cast stone art and architectural-decora-

tive articles// *Glass and Ceramics*. – 2011. – Т. 68. – № 5–6. – С. 198–202.

5. *Arun K. Varshneya* Fundamentals of Inorganic Glasses. – Gulf Professional Publishing, 1994 – 570 с.

6. *Игнатов М.Н., Игнатова А.М., Наумов С.В., Корниенко Е.Е., Чумаченко А.Ю.* Исследование зависимости коэффициентов термического расширения металла шва и сварочных шлаков от температуры в диапазоне 100 – 1000 °С // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2012. – № 3. – С. – 116–119.

7. *Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. и др.* Марочник сталей и сплавов. – М.: – Машиностроение, 2003. – С. 585.

8. *Игнатова А.М., Наумов С.В.* Исследование доли летучих компонентов при термическом разложении сварочных материалов на основе синтетических минеральных сплавов // *Материалы международной конференции «Исследование материалов с использованием методов термического анализа, калориметрии и сорбции газа»*. - Санкт-Петербург, 2012. – С. 45–47.

Study of the influence of oxide composition and temperature on the thermal expansion coefficient of synthetic mineral alloys

M.N. Ignatov, A.M. Ignatova, A.O. Artemov, A.J. Chumachenko, L.I. Shevtsova

Work is devoted influence research of the oxide composition and temperature on the thermal expansion coefficient of synthetic mineral alloys. Influence of components concentration of a synthetic mineral alloy on thermal expansion coefficient is defined. Recommended operating temperature of products from stone casting are shown.

Key words: dilatometry, synthetic mineral alloys, thermal analysis, stone casting, thermal expansion coefficient, oxide composition, structural changes.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЛУБИНЫ РЕЗАНИЯ НА ИЗНОС АБРАЗИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ*

Н.С. АЛЕКСЕЕВ, канд. техн. наук
В.А. КАПОРИН, аспирант
А.В. РЯЗАНОВ, студент
(РИИ, АлтГТУ, г. Рубцовск)
Ю.Н. РОМАШОВА, магистрант
(НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 1 октября 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 исследований на износостойкость единичных абразивных зерен из электрокорунда и карбида кремния при микрорезании плазменных покрытий на никелевой и железной основе. Установлены количественные и качественные закономерности износа указанных шлифовальных материалов в зависимости от глубины микрорезания.

Ключевые слова: плазменные покрытия, абразивные материалы, микрорезание, износостойкость, микрорельеф, риска.

При сегодняшнем острейшем дефиците сельскохозяйственной техники, ее интенсивном старении и снижении показателей работоспособности особое значение имеет максимальное использование имеющихся резервов ресурсосбережения, важнейшим из которых является восстановление изношенных деталей.

К высокоэффективным технологиям восстановления и упрочнения изношенных деталей относятся различные способы нанесения износостойких микропористых покрытий газотермическим напылением, в частности, плазменное напыление металлических порошков [1]. Для достижения необходимой точности и качества поверхности деталей, восстановленных этим методом, используется абразивная обработка.

Однако высокая адгезионно-химическая активность и низкая теплопроводность указанных покрытий создают трудности при их обработке

шлифованием. Эти трудности обусловлены повышенным износом абразивного инструмента и интенсивным засаливанием его рабочей поверхности, что приводит к снижению производительности обработки и качества шлифованной поверхности (прижоги, огранка, трещины).

Известно [2], что с увеличением глубины резания и одновременно с повышением температуры в зоне контакта абразива с покрытием возрастают нагрузки на абразивные зерна. Эти обстоятельства и определяют закономерности изменения износа абразивов в зависимости от глубины резания. Поэтому цель данной работы – исследование влияния глубины резания на износ абразивных материалов при обработке плазменных покрытий.

Указанные исследования проводились при резании одним зерном (микрорезании) по методике [3]. Применение такой методики упрощает наблюдение за изменением рельефа контакт-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.2065.

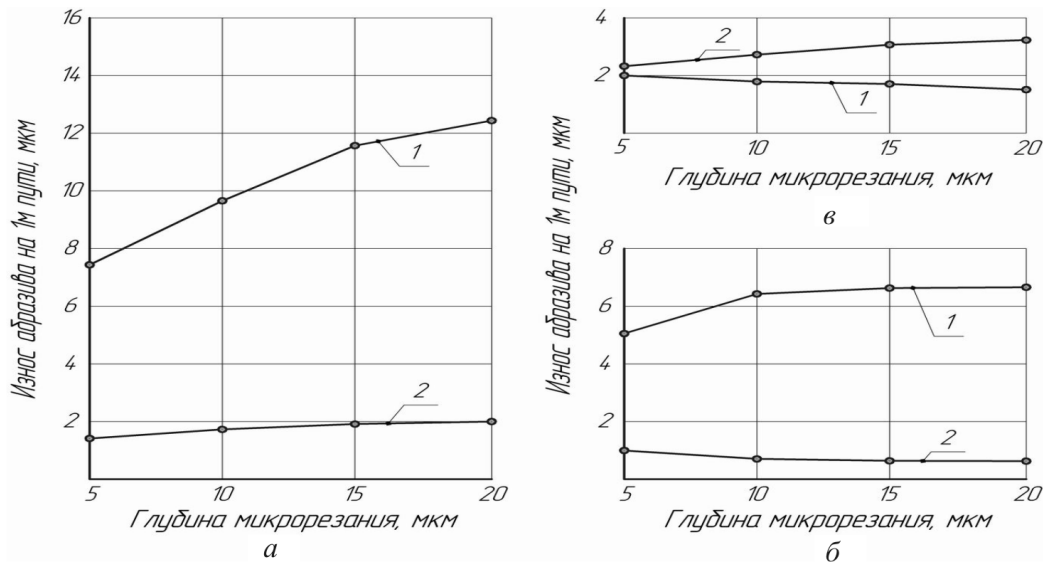


Рис. 1. Влияние глубины на износ абразивов при микрорезании:

а – износ корунда (1) и карбида кремния (2) по покрытию на никелевой основе; б – износ корунда (1) и карбида кремния (2) по покрытию на железной основе; в – износ корунда (1) и карбида кремния (2) по стали 45

ных поверхностей абразивного зерна в процессе износа.

Микрорезание выполняли со скоростью 35 м/с, продольной подаче стола 425 мм/мин и глубинах резания 5, 10, 15 и 20 мкм. Привод вращения изделия во время опытов отключался.

Для проведения исследований были выбраны электрокорунд белый (24А)¹ и карбид кремния зеленый (64С)², являющиеся представителями двух типов материалов (оксидов и карбидов). В экспериментах применялись серийные абразивные зерна из этих шлифовальных материалов зернистостью №40 по ГОСТ3647-80.

В качестве обрабатываемых материалов использовалось покрытие из порошка интерметаллида марки ПВ – Н85Ю15 на никелевой основе, нанесенное плазменным способом, а также 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.

Металлографический и рентгеноструктурный анализ показал, что структура покрытия из порошка ПВ – Н85Ю15 состоит из легированного твердого раствора и сложной эвтектики на никелевой основе с различными включениями в виде оксидов и интерметаллидов типа NiAl;

¹ Далее просто корунд.

² Далее просто карбид.

структура покрытия из порошковой смеси состоит из легированного твердого раствора и сложной эвтектики на железной основе с различными включениями в виде оксидов железа и никеля, а также интерметаллидов типа FeNi.

Микрорезанию подвергали также образцы из закаленной стали 45 твердостью 39...42 HRC.

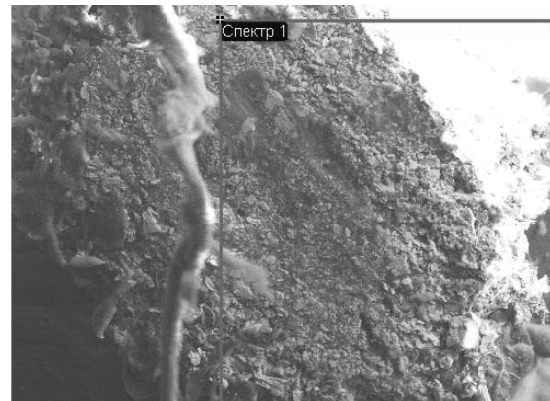
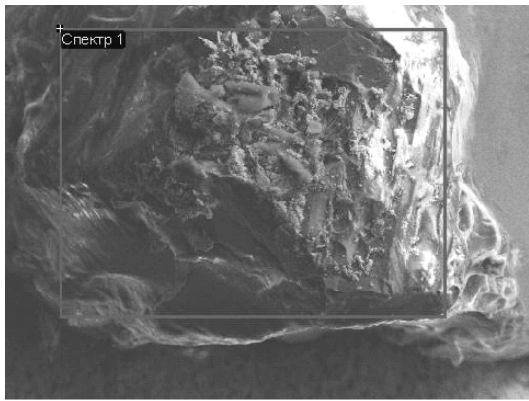
Результаты экспериментов по влиянию глубины резания на износ абразивов при обработке покрытий представлены на рис. 1.

Из рис. 1 следует, что величины износа карбида при обработке обоих покрытий имеют близкие значения и практически не зависят от глубины микрорезания.

В то же время износ корунда с повышением глубины микрорезания от 5 до 20 мкм резко интенсифицируется как для покрытия на никелевой (рис. 1, а), так и для покрытия на железной основе (рис. 1, б). При этом износ корунда в 5-7 раз выше карбида.

Повышенный износ корунда с возрастанием глубины резания можно объяснить его меньшей прочностью (твердостью) по сравнению с карбидом [4], а также повышением интенсивности физико-химического взаимодействия с покрытиями.

Так, на рис. 2 и 3 показаны снимки общего вида рабочих поверхностей абразивных зерен из корунда и карбида и результаты обработки спектра после микрорезания покрытия на никелевой основе на глубинах 5 и 20 мкм. После микро-



Элемент	Весовой %	Атомный%
O	46.23	64.07
Al	37.58	30.14
C	10.01	3.44
Ni	6.19	2.34
Итого	100.00	

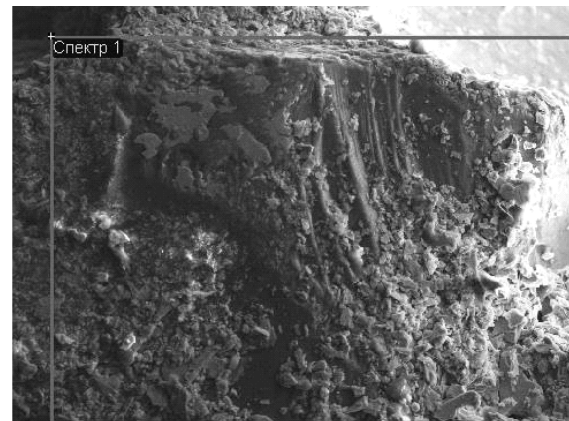
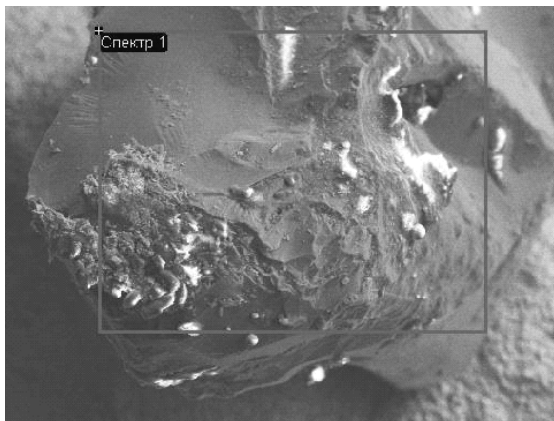
a

Элемент	Весовой %	Атомный%
O	29.98	54.63
Al	21.62	20.65
C	10.79	6.05
Ni	37.60	18.67
Итого	100.00	

б

Рис. 2. Общий вид рабочей поверхности абразивного острья из корунда и результаты обработки спектра после микрорезания покрытия на никелевой основе:

a – с глубиной 5 мкм; *б* – с глубиной 20 мкм



Элемент	Весовой %	Атомный%
O	26.25	39.91
Al	1.50	1.36
Si	61.06	53.14
C	7.44	4.04
Ni	3.75	1.56
Итого	100.00	

a

Элемент	Весовой %	Атомный%
C	30.04	52.96
O	11.04	14.61
Al	7.20	3.45
Si	27.12	20.45
Ni	23.61	8.51
Итого		

б

Рис. 3. Общий вид рабочей поверхности абразивного острья из карбида и результаты обработки спектра после микрорезания покрытия на никелевой основе:

a – с глубиной 5 мкм; *б* – с глубиной 20 мкм

резания на глубине 5 мкм на площадках износа как корунда (рис. 2, *а*), так и карбида (рис. 3, *а*) видны лишь отдельные адгезионные налипсы обрабатываемого материала, в то время как при микрорезании на глубине 20 мкм масштабы адгезии распространяются по всей площадке износа корунда (рис. 2, *б*) и на значительной ее части у карбида (рис. 3, *б*).

Микрорентгеноспектральный анализ рабочих поверхностей исследуемых зерен показал (рис. 2 и 3), что после микрорезания с глубиной 5 мкм количество никеля, перенесенного с покрытия на зерно, составляет для корунда и карбида 6,19 и 3,75 вес.%, а после микрорезания с глубиной 20 мкм – 37,60 и 23,61 вес.% соответственно.

Микрорентгеноспектральный анализ рабочих поверхностей зерен корунда и карбида после микрорезания покрытия на железной основе показал аналогичные результаты.

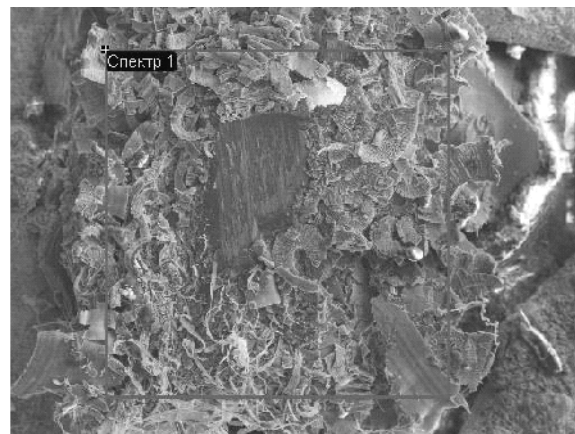
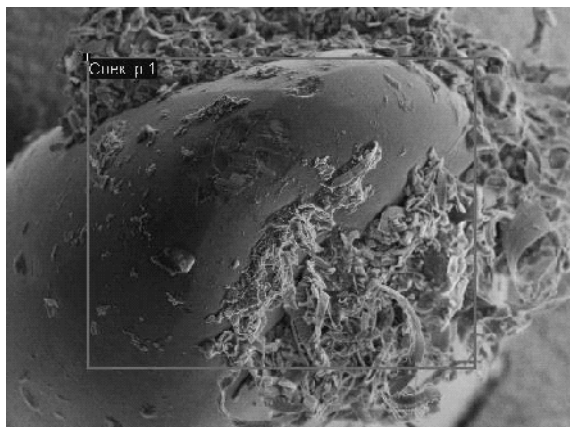
Полученные данные свидетельствуют о более высокой интенсивности физико-химического взаимодействия корунда по сравнению с карбидом по мере увеличения глубины микрорезания

плазменных покрытий на никелевой и железной основе.

Таким образом, в различных условиях микрорезания покрытия износ абразивов определяется, с одной стороны, соотношением прочностных свойств с обрабатываемым покрытием, а с другой – протеканием физико-химического взаимодействия абразивов с покрытием.

Как видно из рис. 1, *в*, при микрорезании стали 45 с глубиной 5 мкм износ карбида и корунда примерно одинаков. Однако с повышением глубины резания от 5 до 20 мкм износ карбида возрастает более интенсивно по сравнению с корундом. Наблюдаемое различие в износостойкости можно объяснить химическим сродством карбида кремния со сталью, которое активизирует адгезионно-химические процессы в контакте абразив-покрытие и оказывает существенное влияние на износ карбида.

Так, на рис. 4 показаны рабочие поверхности абразивного острья из карбида после микрорезания стали 45 на глубине 5 мкм (рис. 4, *а*) и 20 мкм (рис. 4, *б*). При микрорентгеноспектральном анализе поверхностного слоя пока-



Элемент	Весовой %	Атомный%
C	50.48	71.82
O	8.17	8.73
Si	22.50	13.69
Fe	18.85	5.77
Итого	100.00	

а

Элемент	Весовой %	Атомный%
C	24.23	52.34
O	6.91	10.75
Si	8.51	8.09
Fe	60.35	28.83
Итого	100.00	

б

Рис. 4. Общий вид рабочей поверхности абразивного острья из карбида и результаты обработки спектра после микрорезания стали 45:

а – с глубиной 5 мкм; *б* – с глубиной 20 мкм

занных участков установлено, что содержание в них железа, перенесенного со стального образца, при глубине микрорезания 5 мкм составляет около 19 вес. % (рис. 4, а), а при глубине 20 мкм возрастает почти в 3 раза и составляет более 60 вес. % (рис. 4, б). Эти данные свидетельствуют о более активном химическом взаимодействии карбида со сталью 45 по сравнению с корундом.

В результате интенсивной адгезии происходит контакт налипшего металла с обрабатываемым, что приводит к увеличению силы микрорезания и возрастанию износа абразивного острия из карбида с повышением глубины резания (рис. 1, в, кривая 2).

На основании изложенного материала можно сделать следующие выводы.

1. Получены качественные и количественные характеристики износа корунда и карбида кремния в зависимости от глубины резания при обработке плазменных покрытий на никелевой и железной основе. Установлено, что при повышении глубины микрорезания износ корунда и карбида кремния увеличивается. При этом интенсивность возрастания износа корунда значительно выше.

2. Путем исследования износостойкости карбида кремния на разных глубинах резания установлены его более высокие показатели по сравнению с корундом, и тем самым показана экономическая целесообразность применения карбида кремния для шлифования плазменных покрытий на никелевой и железной основе.

3. Полученные данные свидетельствуют о существенной инертности карбида кремния по отношению к покрытиям как на никелевой, так и на железной основе, а следовательно, наблю-

дается и меньшая интенсивность износа этого абразивного материала при микрорезании указанных покрытий.

4. Комплексными исследованиями с привлечением современных методов анализа (растровая электронная микроскопия, локальный микрорентгеноспектральный анализ) установлено значительное влияние адгезионно-химических явлений в зоне абразив-покрытие на износ абразива.

5. Использование установленных закономерностей позволит наметить пути уменьшения износа абразивов за счет снижения активности их взаимодействия с плазменными покрытиями. И одним из основных путей совершенствования процесса шлифования плазменных покрытий на никелевой и железной основе является изыскание абразивов, обладающих повышенной износостойкостью.

Список литературы

1. *Ремонт машин в агропромышленном комплексе* / под ред. М. И. Юдина. – 2-е изд., перераб. и доп. – Краснодар: КГАУ, 2000. – 688 с.
2. *Носенко В.А.* Шлифование адгезионно-активных металлов. – М.: Машиностроение, 2000. – 261 с.
3. *Алексеев Н.С., Иванов С.В., Бойко Е.А., Капорин В.А.* Выбор абразивных материалов для шлифования плазменных покрытий на железной основе // *Тракторы и сельхозмашины.* – 2012. – № 2. – С. 51–55
4. *Алексеев Н.С., Иванов С.В., Капорин В.А.* Механические свойства шлифовальных материалов и их износостойкость // *Современные проблемы машиностроения: труды V Междунар. науч.-техн. конф., Томский политехн. ун-т. Томск: Изд-во Томского политехн. ун-та, 2010. – С. 155–157.*

The research of deep cutting on wear-out of abrasive material during polishing plasma coatings

N.S. Alexeev, V.A. Kaporin, A.V. Ryazanov, Yu.N. Romashova

Presented are wear resistance testing results of single abrasive grains made of corundum and silicon carbide during microcutting nickel and iron based plasma coatings. Qualitative and quantitative relationship of the wear-out of the above-mentioned grinding materials during deep microcutting has been established.

Key words: plasma coating, abrasive materials, microcutting, wear-proof quality, microrelief, notch.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» публикует статьи, содержащие новые и оригинальные результаты исследований по следующим научным направлениям (рекомендованные ВАК): 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение).

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: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зав. кафедрой теоретической механики и сопротивления материалов, зам. гл. редактора *Атапину В.Г.*

Все рукописи рецензируются.

Плата за публикацию рукописей не взимается.

Требования к оформлению рукописей

Текст набирается в русифицированном редакторе **Microsoft Word 97-2003**. Формат оригиналов – **A4**. 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.

Научная публикация должна иметь следующую структуру:

1. **Заглавие** (должно быть как можно короче и отражать содержание текста).

2. **Аннотация:**

• на русском языке на основе ГОСТ 7.9-95 – сжатый обзор содержания работы (по ГОСТ **не менее 10 строк, 850 знаков**), указывает на ключевые проблемы, на подход к этим проблемам и на достижения работы; следует применять значимые слова из текста статьи;

• на английском языке – по объему больше аннотации на русском языке и включает **100-250 слов**, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (неприменимых в научном английском языке).

3. **Ключевые слова** (должны отображать содержание работы). На английском языке - использовать термины из контролируемых словарей.

4. **Введение** (краткий обзор по состоянию проблемы с цитатами или ссылками на актуальную литературу; в конце раздела необходимо сформулировать цель или задачу нового исследования и то как вы это сделали).

5. **Теория** (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

6. **Результаты и обсуждение.**

7. **Выводы** (по результатам работы, описанной в данной статье; следует быть лаконичным).

8. **Список литературы** (оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка»).

Краткие 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. Используется только сквозная нумерация.

Рисунки представляются в форматах TIFF, PNG, JPEG, BMP, WMF. *Рисунки, сканированные откуда-либо, не принимаются.* Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм.

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. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28].

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. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский
государственный технический университет, e-mail: obrmet@ngs.ru

Аннотация (не менее 10 строк, 850 знаков)

Ключевые слова:

<текст статьи с четко выраженной структурой>

Choice of design parameters of base details at the design stage

V.G. Ivanov,, V.S. Petrov,

Abstract (100-250 слов)

Key words

На отдельном листе приводится информация для РИНЦ (исполнение обязательно).

Пример оформления сведений для РИНЦ:

УДК
621.9.06

Расчетная оценка упругих деформаций фундамента многоцелевого станка

Иванов Владимир Григорьевич, Петров Виктор Сергеевич,

Новосибирский государственный технический университет, 630073, г. 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 (технология, оборудование, инструменты)*. – 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.