

ОБРАБОТКА

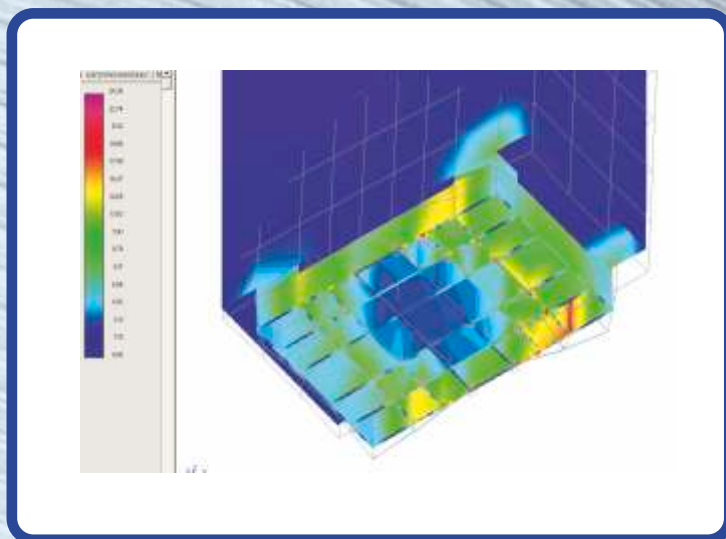
ISSN 1994-6309

ОМ МЕТАЛЛОВ

№1 (54) / 2012

технология • оборудование • инструменты
научно-технический и производственный журнал

Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



Деформированное состояние паллеты
при нагружении обрабатываемой деталью (вид снизу)

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

№ 1(54)/2012

технология • оборудование • инструменты
научно-технический и производственный журнал

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

СОУЧРЕДИТЕЛИ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Атапин Владимир Григорьевич – профессор,
доктор технических наук

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

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

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

Журнал реферирован в ВИНИТИ

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

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

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

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

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

Тел. (383) 346-17-77

E-mail: obrmet@ngs.ru

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

Цена свободная

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

- Рахимьянов Х.М., Никитин Ю.В., Семенова Ю.С.** Условия образования волнистости поверхности при ультразвуковом пластическом деформировании металлических материалов 4
- Чесов Ю.С., Зверев Е.А., Трегубчак П.В.** Технологическое обеспечение качества плазменных покрытий 10
- Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В., Толмачев А.И.** Исследование влияния дефектов точения на формирование микрорельефа поверхности стали при ультразвуковой финишной обработке 14
- Кудряшов Е.А., Астафьев А.С.** Параметрическая оптимизация процессов точения композитом по критерию себестоимости 19
- Сидякин Ю.И., Агапов С.И., Трудов А.Ф., Гуревич Л.М., Серов А.С.** Исследование процесса стружкообразования при традиционной и ультразвуковой обработке мелкозубчатых зубчатых колес 24
- Сидякин Ю.И., Агапов С.И., Гуревич Л.М., Трудов А.Ф., Серов А.С.** Исследование влияния режимов резания на величину микротвердости эвольвентных поверхностей зубчатых колес 28
- Буканова И.С., Татаркин Е.Ю.** Определение вероятности обеспечения фактической площади частично-регулярного микрорельефа при накатывании 34
- Рахимьянов Х.М., Никитин Ю.В.** Роль ультразвукового пластического деформирования в формировании структуры поверхностного слоя при комбинированной обработке 39
- Мозговой Н.И., Марков А.М., Мозговая Я.Г.** Проектирование операций изготовления отверстий в деталях из стеклопластика 45

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

- Симсиве Ж.В., Кутышкин А.В., Симсиве Д.Ц.** Оценка износа твердосплавного режущего инструмента при механической обработке 50
- Атапин В.Г.** Моделирование несущей системы тяжелого поворотного-подвижного стола 56
- Курлаев Н.В., Рынгач Н.А., Бобин К.Н.** Перспективные конструкции индукторов для магнитно-импульсной обработки металлов 64
- Татаркин Е.Ю., Иконников А.М.** Проектирование магнитных индукторов для полирования рабочих поверхностей режущих инструментов 66

TECHNOLOGY

- Rakhimyanov Kh.M., Nikitin Yu.V. Semenova Y.S.** The conditions of waviness forming at ultrasonic impact treatment of metals 4
- Chosov Yu.S., Zverev E.A., Tregubchak P. V.** Technological assurance of quality of plasma coatings 10
- Kovalevskaya Zh.G., Uvarkin P.V., Tolmachov A.I.** Investigation of the influence of turning defects on the formation of the surface microrelief of steel at ultrasonic finishing treatment 14
- Kudryashov E.A., Astafiev A.S.** Parametric optimization of turning on the criterion of the composite cost 19
- Sidyakin J.I., Agapov S.I., Trudov A.F., Gurevich L.M., Serov A.S.** Research on process of chip formation during traditional and ultrasonic machining of small-module gears 24
- Sidyakin J.I., Agapov S.I., Gurevich L.M., Trudov A.F., Serov A.S.** Research on influence of cutting modes on microhardness of involute surfaces of gears 28
- Bukanova I.S., Tatarkin E.Ju.** Definition of probability of maintenance of the actual area partially-regular microrelief at drawing 34
- Rakhimyanov Kh. M., Nikitin Yu.V.** The role of ultrasonic plastic deformation in surface layer structure forming at the combined processing 39
- Mozgovoy N.I., Markov A.M., Mozgovaya Y.G.** Design of manufacturing operations, the holes in the details made of composites 45

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Simsive J.V., Kutyshkin A.V., Simsive D.C.** Estimation of the tool crater wear of the cutting tool with carbide cutting inserts in turning 50
- Atapin V.G.** Modeling carrier system of heavy moving-rotary table 56
- Kurlaev N.V., Ryngatch N.A., Bobin K.N.** Advanced inductors construction for magnetic pulse forming 64
- Tatarkin E.J., Ikonnikov A.M.** Designing of magnetic inductors for polishing of working surfaces of cutting tools 66

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Токарев А.О. Улучшение триботехнических характеристик серого чугуна лазерной обработкой	69
Курлаев Н.В., Рынгач Н.А., Бобин К.Н. Исследование возможностей повышения качества листовых деталей давлением импульсного магнитного поля	74
Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Соскова Н.А., Райков С.В., Будовских Е.А., Ионина А.В. Фазовый состав поверхности технически чистого титана BT1-0 после электровзрывного карбоборирования	77
Степанова Н.В., Кумар В., Кузнецов В.А., Попелюх П.А., Головин Е.Д. Влияние меди на антифрикционные свойства серых чугунов	81
Батаев И.А., Курлаев Н.В., Ленивцева О.Г., Бутыленкова О.А., Лосинская А.А. Морфология боридов железа в поверхностном слое, наплавленном электронным лучом	85
Журавина Т.В., Батаев И.А., Руктуев А.А., Алхимов А.П., Ленивцева О.Г., Бутыленкова О.А. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошков системы титан – тантал – ниобий на титан BT1-0	90
Приходько Е. А., Алхимов А. П. Влияние закалки и отпуска на структуру и механические свойства слоистого композита «сталь 12X18H10T – сталь 5XB2C», полученного методом сварки взрывом	96
Тюрин А.Г., Смирнов А.И., Резанов И.Ю., Разумаков А.А., Терентьев Д.С. Исследование особенностей структурообразования вольфрамкобальтовых покрытий, полученных оплавлением высокоэнергетическими источниками	100
Буров В.Г., Батаев И.А., Терентьев Д.С., Дробяз А.А. Поведение наноразмерных частиц карбида вольфрама при высокотемпературном нагреве	107
Правила для авторов	110

MATERIAL SCIENCE

Tokarev A.O. Improvement of tribotechnical characteristics of gray cast iron by laser processing	69
Kurlaev N.V., Ryngatch N.A., Bobin K.N. Study of the possibility improving sheet parts by magnetic field pressure	74
Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Soskova N.A., Raykov S.V., Budovskikh E.A., Ionina A.V. Phase structure of the surface technically pure titanium BT1-0 after electroexplosive carboborating	77
Stepanova N.V., Kumar V., Kuznetsov V.A., Popelukh P.A., Golovin E.D. Effect of Copper addition on Friction Properties of Gray Cast Iron	81
Bataev I.A., Kurlaev N.V., Lenivtseva O.G., Butylenkova O.A., Losinskaya A.A. Morphology of iron borides in coatings, produced by non-vacuum electron beam cladding	85
Zhuravina T.V., Bataev I.A., Ruktuev A.A., Alkhimov A.P., Lenivtseva O.G., Butylenkova O.A. Non-vacuum electron beam cladding of titanium, tantalum and niobium powders on titanium substrate	90
Prikhodko E.A., Alkhimov A.P. Effect of quenching and tempering on the structure and mechanical properties of laminated composites “steel 12X18H10T – steel 5XB2C” obtained by explosive welding	96
Tyurin A.G., Smirnov A.I., Rezanov I.Yu., Razumakov A.A., Terentiev D.S. Study of structure formation features of WC-Co coatings obtained by melting with use of high-energy sources	100
Burov V.G., Bataev I.A., Terent'ev D.S., Drobbyaz A.A. Behavior of nanosized tungsten carbide particles at high temperature	107
Rules for authors	110

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

Подписано в печать 14.03.12. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 14,0. Уч.-изд. л. 26,04. Изд. № 19. Заказ 505. Тираж 1000 экз.

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

УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ВОЛНИСТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Х. М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
 Ю. В. НИКИТИН, канд. техн. наук, доцент,
 Ю. С. СЕМЕНОВА, ассистент
 (НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 10 февраля 2012 года

Рахимьянов Х.М. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
 Новосибирский государственный технический университет, e-mail: kharis51@mail.ru

Установлен критерий формирования волнистости при обработке материалов различной твердости ультразвуковым пластическим деформированием. Определены области режимных параметров, обеспечивающих формирование волнистости в зависимости от исходной твердости обрабатываемого материала.

Ключевые слова: волнистость, микрорельеф, ультразвуковое пластическое деформирование.

Введение

Применение ультразвукового пластического деформирования (УЗПД) в качестве финишной операции показало свою эффективность при обработке деталей из металлических материалов различной твердости. При УЗПД на поверхности деталей возникает характерный микрорельеф, формирование которого описано в работах [1–3]. Однако, как отмечается многими авторами, при обработке незакаленных материалов, а также цветных металлов и сплавов на поверхности помимо формирования микрорельефа наблюдается также появление волнистости. На рис. 1 представлено изображение обработанной поверхности, где четко различим регулярный микрорельеф в виде дорожек отпечатков индентора, находящихся на расстоянии подачи ($S = 0,065$ мм/об), и неровности в виде волн пластического течения обрабатываемого материала, располагающихся под некоторым углом α относительно направления формирования дорожек микрорельефа.

Представленные на рис. 1 геометрические параметры волнистости определены в модели формирования волнистости при ультразвуковом пластическом деформировании, описанной в работе [4]. Однако причины появления наряду с характерным для УЗПД микрорельефом неров-

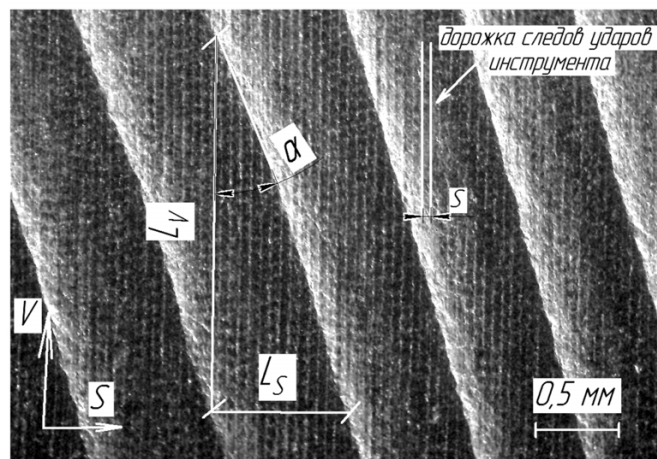


Рис. 1. Геометрические параметры волнистости поверхности после УЗПД детали (сталь 45). Режимы обработки: $2A = 25$ мкм; $f = 22,4$ кГц; $F_{ст} = 150$ Н; $n = 936$ об/мин; $S = 0,065$ мм/об; $D_{дет} = 41$ мм

ностей, относящихся по классификации к волнистости, остались нераскрыты.

На рис. 2 изображена схема накопления волны пластического течения материала при движении инструмента вдоль первого витка при обработке по токарной схеме. Согласно схеме гребень волны формируется за счет сдвига наплыва (материала, вытесненного инструментом), образованного вокруг предыдущего отпечатка при взаимном пере-

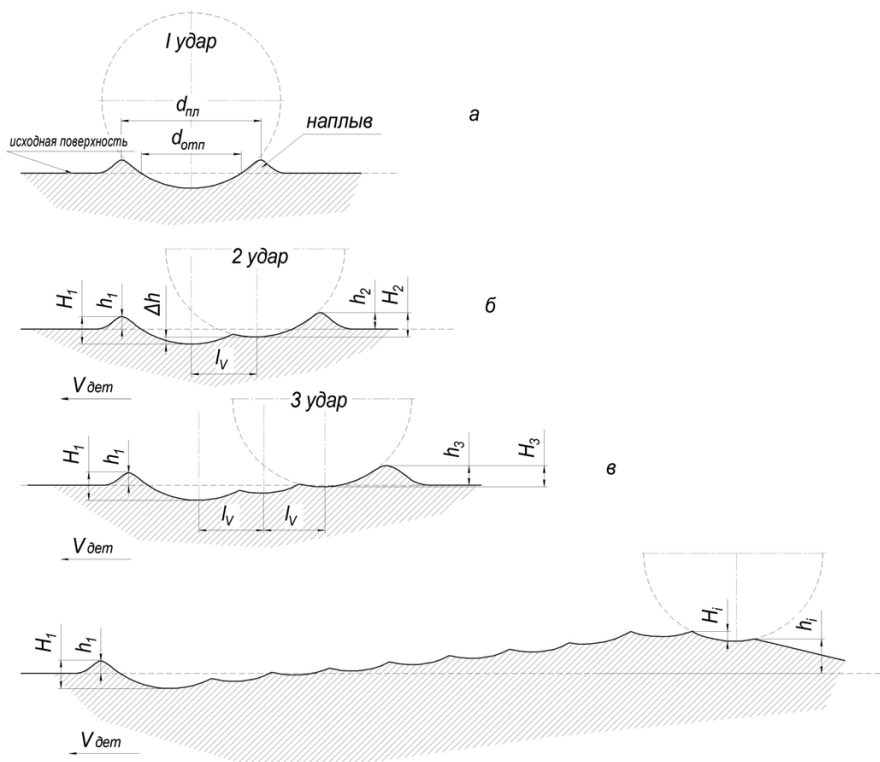


Рис. 2. Накопление волны пластического течения материала в направлении V

мещении инструмента и детали и дальнейшего слияния с вновь образуемым наплывом при последующем ударе (рис. 2, а) в условиях дробного деформационного воздействия. При этом каждый последующий отпечаток будет находиться выше предыдущего на величину Δh_i за счет изменения уровня поверхности деформируемого участка и упрочнения сдвигаемого материала.

Постепенно упрочняясь при сдвиге, материал все больше сопротивляется деформации, в результате чего наступает момент, когда инструмент перестает сдвигать сформированный впереди себя наплыв и начинает спускаться по нему до исходного уровня поверхности. Полностью закончив цикл формирования одного гребня волны, инструмент, перемещаясь вдоль витка при токарной схеме обработки, начинает формировать следующий гребень. Этот цикл продолжается в течение одного оборота детали. При переходе инструмента на следующий виток инструмент контактирует уже не только с исходной поверхностью, но и с частью гребня, сформированного на предыдущем витке. В результате совокупный гребень волны пластического течения материала формируется как при перемещении инструмента вдоль витка (в направлении V), так и при переходе от витка к витку (в направлении S).

Такой механизм формирования гребня волны обеспечивается за счет дробного воздействия ультразвукового инструмента на обрабатываемую поверхность и его способности отслеживать геометрию поверхности благодаря упругой схеме поджатия инструмента к детали.

Условие зарождения и развития волны пластического течения определяется размерами наплыва, образованного вокруг единичного отпечатка (рис. 2, а). В случае, если последующий удар будет приходиться на область наплыва (рис. 2, б), его материал будет вытесняться в область перед инструментом, постепенно накапливаясь от удара к удару. Процесс накопления происходит до тех пор, пока не прекратится прирост высоты волны пластического течения в результате упрочнения, и инструмент не начнет спускаться по сформированному впереди себя наплыву до исходного уровня поверхности. Этот цикл повторяется несколько раз в течение одного оборота детали.

В противном случае – когда расстояние между соседними ударами инструмента в направлении V будет превышать максимально допустимое – накопления гребня в результате сдвига наплыва не произойдет.

Математическое моделирование процесса формирования волнистости

Из рассмотренного механизма формирования волны пластического течения следует, что образование первичной волны при движении инструмента в направлении V на первом витке произойдет лишь в том случае, когда расстояние между соседними отпечатками в направлении движения инструмента вдоль витка не будет превышать половины $d_{\text{пл}}$ (рис. 2).

Аналогичное ограничение расстояния между соседними отпечатками в направлении подачи S определялось экспериментально, поскольку математически достаточно сложно описать процесс накопления волны в этом направлении. При переходе инструмента от витка к витку волна пластического течения будет формироваться аналогично волне на предыдущем витке, несколько изменяясь в результате наложения на рельеф, созданный при движении инструмента вдоль предыдущего витка.

В диапазоне применяемых при УЗПД величинах подачи $S = 0,05 \dots 0,2$ мм/об и возможных величинах диаметра пластического отпечатка $d_{\text{пл}} = 0,3 \dots 1$ мм волнистость образовывалась при отношении величины диаметра пластического отпечатка к величине подачи от 5 до 8. Для обеспечения стабильного формирования волнистости коэффициент перекрытия в направлении S был принят равным $S \leq 0,1 d_{\text{пл}}$.

Таким образом, формирование волнистости обусловлено двумя ограничениями: расстояние между соседними отпечатками в направлении скорости обработки (l_V) не должно превышать половины диаметра пластического отпечатка, и расстояние между соседними ударами инструмента в направлении подачи (l_S), а следовательно, между соседними витками, не должно превышать $0,1 d_{\text{пл}}$. Принимая во внимание зависимость величины l_V от режимных параметров

$$l_V = \frac{V}{60f}, \quad (1)$$

где V – скорость вращения детали, м/мин; f – частота ультразвуковых колебаний инструмента, Гц, условие формирования волнистости можно представить в виде системы неравенств:

$$\begin{cases} V \leq \frac{d_{\text{пл}}}{2 \cdot 60f}, \\ S \leq \frac{d_{\text{пл}}}{10}. \end{cases} \quad (2)$$

Следует принять во внимание, что расчет диаметра пластического отпечатка $d_{\text{пл}}$ в зависимости от условий обработки при моделировании представляется достаточно сложной задачей. Однако необходимо отметить, что известен расчет диаметра отпечатка без учета наплыва, формируемого при УЗПД. В соответствии с деформационной моделью, описанной в работе [1], диаметр отпечатка $d_{\text{отп}}$ (рис. 2) без учета наплыва вокруг него металла в процессе ультразвукового пластического деформирования будет определяться следующим образом:

$$d_{\text{отп}} = \int_{t_0}^{t_1} 2\sqrt{D_c h_1(t)} dt - \left(h_{\text{max}} - \int_{t_1}^{t_2} 2\sqrt{D_c h_2(t)} dt \right), \quad (3)$$

где $h_1(t)$ и $h_2(t)$ – закономерности, описывающие изменение глубины внедрения инструмента в течение соответствующей фазы (внедрения инструмента и выхода инструмента из контакта); D_c – диаметр сферического индентора; h_{max} – максимальная глубина внедрения индентора; t_0 – момент времени, в который происходит соприкосновение деформирующего элемента с поверхностью детали; t_1 – момент времени максимального внедрения; t_2 – момент выхода деформирующего инструмента из контакта с обрабатываемой поверхностью. Моменты времени t_0 , t_1 и t_2 определены в работе [1].

Соотношение $d_{\text{пл}}$ и $d_{\text{отп}}$ было установлено с помощью экспериментальных исследований. В ходе эксперимента на поверхность образцов из стали 45 в состоянии поставки (НВ 2000 МПа) наносились единичные отпечатки при определенных деформационных режимах, после чего измерялся диаметр реального отпечатка с наплывом $d_{\text{пл}}$ и сравнивался с расчетным диаметром $d_{\text{отп}}$. Взаимосвязь диаметров $d_{\text{отп}}$ и $d_{\text{пл}}$ представлена следующим образом:

$$d_{\text{пл}} = 3,5991 d_{\text{отп}}^{0,5476}. \quad (4)$$

где V – скорость обработки; S – подача; A – амплитуда ультразвуковых колебаний; ω – круговая частота ультразвуковых колебаний; $q = \pi HВ \cdot D_c / \omega r c P$; ρ – плотность материала волновода; c – скорость распространения продольных звуковых волн; P – площадь поперечного сечения волновода; $\varphi_1 = \varphi_0 + \arctg q$; φ_0 – угол траектории инструмента, соответствующий моменту времени начала деформирования (t_0); $\varphi_2 = \varphi_1 + \arctg(q/R)$;

$$R = \left(\frac{D_c \cdot 10^{-3}}{2h_{\max}} \right)^{1/3} \left[\frac{3\pi(1-\mu^2)HD}{E} \right]^{2/3} - \text{коэффициент}$$

упругого восстановления, здесь μ – коэффициент Пуассона; E – модуль Юнга обрабатываемого материала; HD – динамическая твердость обрабатываемого материала; $HD = HВ \cdot k$ ($HВ$ – твердость материала, $k = 1,5 \dots 2,25$ [5]).

Результаты и обсуждение

В результате анализа полученной системы неравенств были установлены области кинематических параметров обработки, обеспечивающих формирование волнистости или ее отсутствие в зависимости от твердости обрабатываемого материала.

Так, на рис. 3 показаны кривые, определяющие критическую скорость обработки детали, которая при прочих равных условиях обеспечивает появление волнистости (значения ниже линии на графике) или его отсутствие (бóльшие значения).

Изменение диаметра пластического отпечатка с наплывом в зависимости от твердости ма-

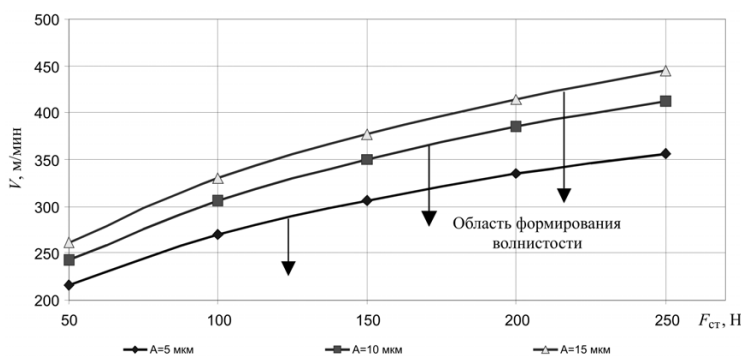


Рис. 3. Зависимость критической скорости обработки от прилагаемого статического усилия ($HВ$ 2000 МПа, $D = 10$ мм, $f = 20$ кГц)

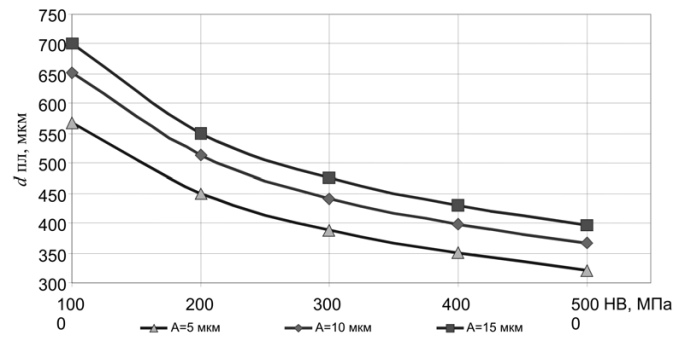


Рис. 4. Изменение диаметра отпечатка с наплывом в зависимости от твердости материала ($F_{ст} = 100$ Н, $D_c = 10$ мм, $f = 20$ кГц)

териала и амплитуды колебаний ультразвукового инструмента описывает график, изображенный на рис. 4. Из рисунка видно, что диаметр отпечатка при одних и тех же режимах обработки для материалов разной твердости может изменяться в 1,5 и более раза. При этом критическая скорость, которая прямо пропорциональна диаметру $d_{пл}$, изменится во столько же раз.

Рекомендуемые при ультразвуковом пластическом деформировании скорости обработки для обеспечения максимального прироста твердости [3, 4] лежат ниже критических скоростей, указанных на графике (рис. 4) для материалов с твердостью 2000 МПа, поэтому при обработке пластичных материалов с рекомендуемыми режимами появление волнистости весьма вероятно.

Взаимосвязь режимных параметров обработки и критического значения подачи на формирование волнистости показана на рис. 5. Из рисунка видно, что волнистость при обработке материалов с твердостью 2000 МПа перестает формироваться при величине подачи свыше 0,1 мм/об и амплитуде ультразвуковых колебаний до 15 мкм. Увеличение подачи до 0,1 мм/об по сравнению с увеличением скорости до 400 м/мин и выше технологически наиболее осуществимо. Следует отметить, что при обработке более твердых материалов ($HВ > 3000$ МПа) для появления волн пластического течения необходимы малые подачи. При обработке материалов с твердостью выше 3000 МПа на подачах свыше 0,07...0,1 мм/об волнистость перестает формироваться.

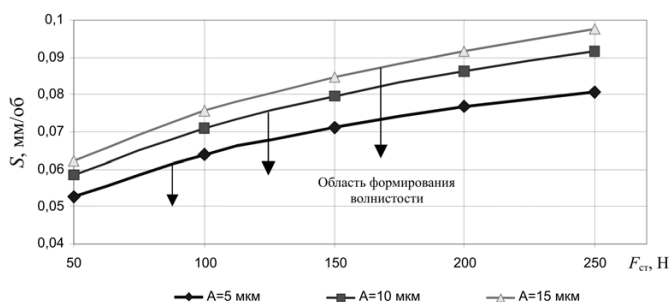


Рис. 5. Влияние статического усилия на величину критического значения подачи (НВ 2000 МПа, $D_c = 10$ мм, $f = 20$ кГц)

Формирование рельефа без волнообразования путем изменения подачи является наиболее удобным способом, так как перекрытие соседних дорожек обеспечивается при режимах, гарантирующих получение рельефа без волн.

Выводы

На основании теоретических и экспериментальных исследований предложен критерий, устанавливающий условия формирования волнистости при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании. Условия записываются в виде соотношений деформационных параметров процесса (усилие деформирования, диаметр деформатора, амплитуда ультразвуковых колебаний, твердость материала, время контактирования) и кинематических (подача, число

оборотов шпинделя, диаметр обработки, частота ультразвуковых колебаний). На основании анализа полученной системы неравенств определены области режимных параметров обработки материалов различной твердости, обеспечивающие формирование волнистости.

Список литературы

1. *Высокоэнергетические процессы обработки материалов* / О.П. Солоненко, А.П. Алхимов, Х.М. Рахимьянов и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 2000. – 425 с. – (Низкотемпературная плазма. Т. 18).
2. *Технологические процессы поверхностного пластического деформирования: монография* / под ред. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. – 404 с.
3. Рахимьянов Х. М., Семенова Ю. С. Моделирование процесса формирования регулярного микрорельефа при ультразвуковом пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – № 2. – С. 3–9.
4. Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С. Прогнозирование геометрического состояния поверхности цилиндрических деталей из стали 45 при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3. – С. 11–17.
5. Дрозд М.С. Глубина наклепанного слоя при дробеструйной обработке деталей // Вестник машиностроения. – 1955. – № 5. – С. 48–50.

The condition of waviness forming at ultrasonic impact treatment of metals

Kh. M. Rakhimyanov, Yu. V. Nikitin, Y. S. Semenova,

The criterion of waviness forming was deduced in condition of ultrasonic impact treatment of materials with different hardness. Processing conditions zones providing waviness forming was determined depending on material hardness.

Key words: waviness, microrelief, ultrasonic impact treatment

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ*

*Ю.С. ЧЁСОВ, канд. техн. наук, доцент,
Е.А. ЗВЕРЕВ, ассистент,
П.В. ТРЕГУБЧАК, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 28 декабря 2011 г.

Зверев Е.А. – 630092, г. Новосибирск, пр. К.Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
E-mail: egor_z@ngs.ru

Для обеспечения качества износостойких плазменных покрытий предложена методика назначения наиболее рациональных режимов обработки на стадиях предварительной струйно-абразивной очистки поверхности деталей, плазменного напыления покрытий и финишного шлифования.

Ключевые слова: плазменное напыление, износостойкое покрытие, шлифование, струйно-абразивная обработка, шероховатость поверхности.

В настоящее время в промышленности широко применяются различные методы упрочнения деталей машин, в том числе и плазменное нанесение износостойких покрытий. Однако изделиям с покрытиями свойственна высокая вероятность отказов в процессе эксплуатации. Как правило, основной причиной нарушения работоспособности деталей является нестабильность показателей качества напыленного слоя: химического и фазового состава структуры, степени расплавленности порошкового материала, количества и размера пор, а также характера границы между покрытием и основой. Эти показатели закономерно определяют адгезионную прочность покрытий (прочность сцепления с основой), знак и величину остаточных напряжений в слое покрытия, что, в свою очередь, отражается на эксплуатационных свойствах деталей [1, 2].

В целом качество покрытий является сложной комплексной характеристикой, зависящей от множества факторов технологического процесса. Процесс нанесения плазменных покрытий поэтапно включает в себя предварительную механическую обработку поверхности, собственно

нанесение покрытия и финишную механическую обработку. Очевидно, что качество покрытий закладывается на каждой из стадий технологического процесса. С целью гарантированного обеспечения качества покрытий необходимо найти комплексное решение, заключающееся в согласовании основных этапов обработки с учетом технологической наследственности показателей качества, сформированных на предшествующих стадиях обработки.

В настоящей работе рассматривается один из подходов к решению проблемы повышения качества плазменных покрытий из порошкового материала марки ПГ-С27, основанный на предлагаемой методике назначения наиболее рациональных режимов обработки на каждом этапе технологического процесса. Обеспечение высокого уровня качества покрытий базируется на применении полученной нами ранее [3–6] системы регрессионных уравнений, которая дает возможность управлять режимными условиями на каждой стадии технологического процесса (струйно-абразивная обработка (САО), плазменное напыление и финишное шлифование).

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009 – 2013 годы, мероприятие 1.3.1. (проект П1189).

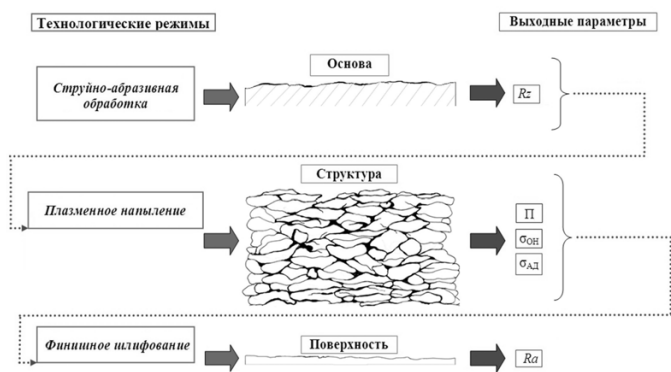


Рис. 1. Схема влияния параметров технологического процесса на качество покрытий

Последовательность назначения режимов обработки на всех стадиях изображена в виде блок-схемы (рис. 1).

На стадии САО управляемыми параметрами являются дистанция и длительность обработки, выходным параметром – шероховатость основы по критерию Rz [3]. Поэтому требуемый интервал времени воздействия САО (при постоянстве дистанции обработки, равной 150 мм) можно определить по зависимости, приведенной на рис. 2.

Рекомендуемый интервал времени, выделенный на кривой, обеспечивает уровень шероховатости поверхности в пределах 95...100 мкм (что сопоставимо с фракционным размером частиц напыляемого порошка), способствующий наибольшему значению адгезионной прочности покрытий. Дальнейшее увеличение длительности обработки нецелесообразно, поскольку наблюдаются снижение шероховатости, рост остаточных напряжений и степени наклепа поверхности детали.

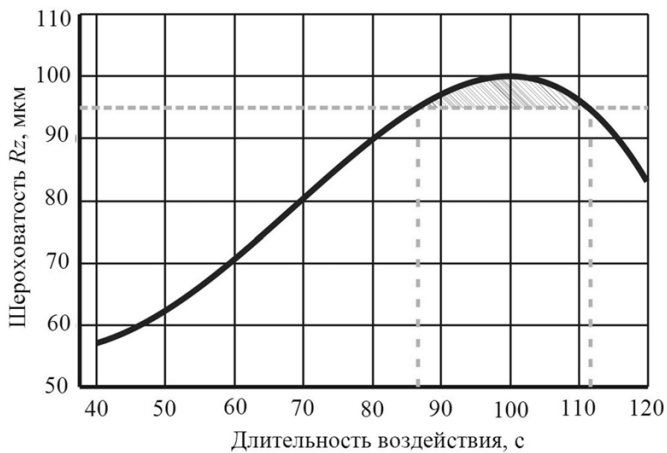


Рис. 2. Зависимость шероховатости поверхности от времени воздействия САО

При плазменном напылении основными показателями качества покрытий были приняты адгезионная прочность $\sigma_{ад}$, пористость Π и уровень остаточных напряжений $\sigma_{он}$, а управляемыми режимными параметрами – сила тока дуги плазмотрона, расход плазмообразующего газа и дистанция напыления. На рис. 3 показана область возможных сочетаний режимов плазменного напыления, построенная на базе ранее полученных регрессионных уравнений [4, 5], при постоянстве дистанции напыления, равной 110 мм.

Результаты металлографического анализа и исследования эксплуатационных свойств покрытий подтверждают, что в выделенной области ре-

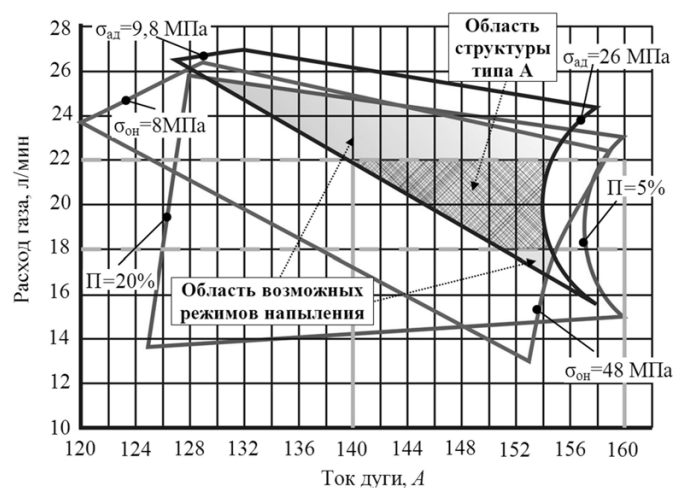


Рис. 3. Определение области режимов плазменного напыления

жимов напыления формируется наиболее благоприятный вариант структуры (структура типа А), который обеспечивает наибольшую адгезионную прочность, умеренный уровень остаточных напряжений и наименьшую пористость, что положительно сказывается на износостойкости и контактной выносливости слоя покрытий [7].

Заключительной и очень важной стадией технологического процесса является финишная механическая обработка покрытий. Ее назначение состоит не только в формировании необходимых геометрической и размерной точности, шероховатости поверхности деталей, но и в сохранении показателей качества покрытий, достигнутых на предшествующих этапах, обеспечивая тем самым технологическую преемственность. В качестве варьируемых режимных параметров при круглом наружном абразивном шлифовании были приняты глубина резания t и линейная ско-

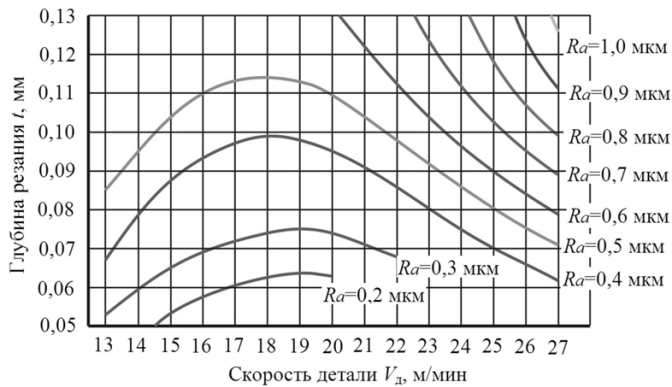


Рис. 4. Определение режимов шлифования

рость вращения детали V_d , а выходным – шероховатость поверхности по критерию Ra [6]. В исследуемом диапазоне режимов формируется микрорельеф поверхности с шероховатостью в пределах 0,15...1,50 мкм. При этом качество покрытий гарантированно обеспечивается при отсутствии поверхностных дефектов: сколов, трещин и отслоений.

Для получения требуемой шероховатости поверхности режимы шлифования выбираются по кривым сочетания условий обработки (рис. 4).

В зависимости от требуемого значения шероховатости и величины припуска на обработку, рассчитываемого по известным методикам, выбирается глубина резания и линейная скорость вращения детали (а на ее основе – частота вращения), обеспечивающие минимальное число проходов, чем достигается максимальная производительность операции шлифования.

Предложенная методика была реализована на ОАО «Новосибирский стрелочный завод» в технологическом процессе производства специальных подкладок, используемых в конструкции стрелочного перевода рельсов. Изготовление этих подкладок осуществляется при помощи штампа, на котором одновременно совершаются операции пробивки гнезд прямоугольной формы и рубки полосы из стали Ст. 3. Одной из серьезных проблем, значительно снижающих точность изготовления подкладок, является довольно быстрое изнашивание поверхностей неподвижных базовых элементов оснастки штампа в момент перемещении полосы. Рабочая зона штампа изображена на рис. 5.

Полоса 2 подается в зону обработки по приводным роликам до специального упора (не показан). Затем происходит ее фиксация за счет прижима боковых сторон пневмозажимом 1 и

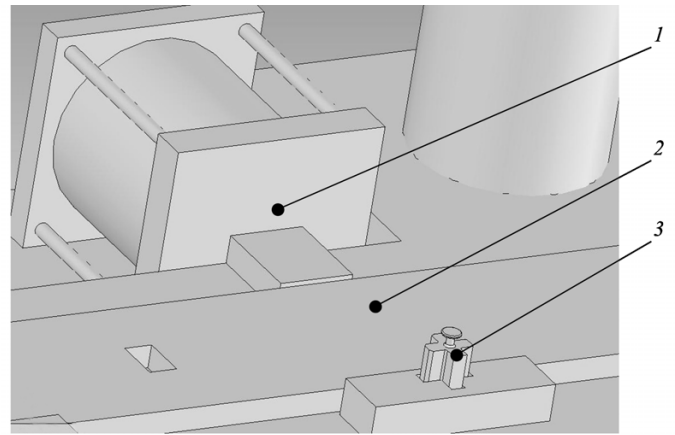


Рис. 5. Рабочая зона:

- 1 – пневмозажим; 2 – стальная полоса;
3 – вкладыш

неподвижным упором (вкладышем) 3. Очевидно, что размерный износ рабочей поверхности вкладыша непосредственно влияет на точность выпускаемых изделий. В итоге наблюдается смещение оси гнезд относительно граней подкладки.

В соответствии с традиционной заводской технологией деталь изготавливается из стали 45 и подвергается объемной закалке в индукционной печи до твердости HRC 40...45. При внедрении предлагаемой технологии процесс изготовления вкладышей подвергается существенным изменениям, связанным с особенностями плазменного напыления покрытий.

Внешний вид вкладыша после нанесения покрытий на рабочие грани показан на рис. 6.



Рис. 6. Внешний вид вкладыша после плазменного напыления



При внедрении новой технологии основными источниками экономии затрат на изготовление вкладышей являются:

1) повышение ресурса работы изделий на 15 %;

2) использование в качестве исходного материала заготовки стали 20 вместо более дорогой стали 45;

3) возможность многократного восстановления рабочих граней вкладышей.

Годовой экономический эффект от внедрения новой технологии составил порядка 1,4 млн руб.

Список литературы

1. Пузряков А.Ф. Теоретические основы плазменного напыления. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 360 с.

2. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справочник / Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов, С.Л. Сидоренко, Е.Н. Ардаговская. – Киев: Изд-во Наукова думка, 1987. – 544 с.

3. Чёсов Ю.С. Исследование износостойкости покрытий при плазменном напылении / Ю.С. Чёсов, Е.А. Зверев, Н.Л. Прокопьев, А.С. Ваганов, Н.В. Антохина // Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и техно-

логической оснастки от нано- до макроуровня: Материалы 11-й международной научно-практической конференции. В 2 ч. – СПб.: Изд-во СПбПУ, 2009. – Ч. 1. – С. 181–186.

4. Чёсов Ю.С., Зверев Е.А., Трегубчак П.В. Исследование уровня остаточных напряжений в покрытиях при плазменном напылении // Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе. Материалы 8-й Всерос. науч.-практ. конф. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2010. – С. 24–28.

5. Чёсов Ю.С., Зверев Е.А., Ерохин И.А. Моделирование свойств износостойких покрытий при плазменном напылении // Прогрессивные технологии в современном машиностроении: Материалы VI междунар. науч.-техн. конф. – Пенза: АННОО “Приволжский Дом знаний”, 2010. – С. 15–17.

6. Чёсов Ю.С., Зверев Е.А., Трегубчак П.В. Влияние режимов абразивного шлифования на шероховатость поверхности плазменных покрытий // Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе: Материалы 9-й Всерос. науч.-практ. конф. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2011. – С. 16–20.

7. Чёсов Ю.С., Зверев Е.А., Плохов А.В. Структура плазменных износостойких покрытий из порошкового материала марки ПГ-С27 // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2010. – № 1(46). – С. 14–18.

Technological assurance of quality of plasma coatings

Yu.S. Chosov, E.A. Zverev, P. V. Tregubchak

For assurance of quality of wear-resistant coatings the technique of determination of the most rational regimes of processing at stages of preparatory sandblasting of a surface of details, plasma spraying of coatings and finishing grinding is offered.

Key words: plasma spraying, wear-resistant coating, grinding, sandblasting, surface roughness.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФЕКТОВ ТОЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКЕ*

*Ж.Г. КОВАЛЕВСКАЯ, канд. техн. наук, доцент, ТПУ,
ведущий инженер (ИФПМ СО РАН),
П.В. УВАРКИН, ведущий инженер (ИФПМ СО РАН),
А.И. ТОЛМАЧЕВ, гл. специалист (ИФПМ СО РАН),
(г. Томск)*

Статья поступила 6 декабря 2011 года

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

С помощью профилографического анализа показано, что дефекты в виде наростов, формирующиеся на поверхности малоуглеродистой стали при точении со скоростью менее 21 м/мин, выглаживаются поверхностной ультразвуковой финишной обработкой при шаге подачи ультразвукового инструмента 0,05 мм/об.

Ключевые слова: точение, ультразвуковая финишная обработка, профилографический анализ.

Введение

Как известно, для получения готовой детали используют различные способы финишной обработки с целью получения заданной чертежом геометрической точности и необходимой шероховатости. При этом зачастую не учитываются показатели качества поверхности, наследуемые от предыдущих операций резания. Микрогеометрия, глубина, степень и неоднородность деформационного упрочнения поверхностного слоя при точении зависят от свойств обрабатываемого материала и термомеханического режима обработки. Подача, скорость и глубина резания оказывают наиболее существенное влияние на состояние получаемой поверхности, так как эти параметры режима резания и задают условия термомеханического воздействия режущего инструмента на металл [1].

Для устранения технологической наследственности после точения обычно используют

шлифование или отделочно-упрочняющую обработку поверхностным пластическим деформированием – ОУО ППД [2]. Среди методов ОУО ППД особое место занимает метод ультразвуковой финишной обработки – УФО. Этот метод позволяет достичь эффективной обработки поверхности детали при значительном снижении силового воздействия на обрабатываемую деталь за счет изменения характера контактного взаимодействия инструмента и поверхности детали. При использовании ультразвукового воздействия для обработки поверхности обеспечивается существенное уменьшение трения и увеличение пластичности в очаге деформации, что обуславливает сглаживание шероховатости поверхности точения, способствует глубокой пластической и упругопластической проработке поверхностного слоя, созданию благоприятных сжимающих напряжений [3,4].

В настоящей работе исследовался микрорельеф поверхности стали 20 после точения,

* Работа выполнена в рамках проекта Ш.20.2.1, программы Ш.20.2, фундаментальных исследований СО РАН, 2010–2012 гг.

оценивалось влияние параметров точения на формирование неоднородности морфологии поверхности и условия устранения дефектов на поверхности точения ультразвуковой финишной обработкой.

Методы и материал исследования

В работе использовались данные о морфологии поверхности стали, полученные с помощью профилометра Micro Measure 3D Station: трехмерное изображение поверхности, изображение профиля поверхности, расчетные данные параметров шероховатости.

Образцы из стали 20 диаметром 21 и 50 мм обтачивались на токарном станке модели ИЖ 250 без охлаждения при числе оборотов шпинделя 315 и 1000 об/мин. Для точения использовался прямой проходной резец из сплава ВК8. Параметры резания назначались с учетом отсутствия охлаждения для полустойковой и чистой обработки по справочным данным [5]. Заданный диаметр заготовок и число оборотов шпинделя обеспечили линейную скорость резания V – 21, 66 и 155 м/мин. Глубина резания задавалась равной 0,5 мм. Подача S – 0,1 мм/об; 0,15 мм/об; 0,2 мм/об; 0,25 мм/об.

УФО образцов проводили на токарном станке ультразвуковым комплектом, состоящим из генератора УЗГ 02/22 и магнитоотрикссионного преобразователя ПМС-063. Обработка осуществлялась сферическим индентором с радиусом закругления 5 мм на следующих режимах: мощность генератора 200 Вт, амплитуда колебания индентора 10 мкм, усилие прижима индентора 75 Н. Окружная скорость вращения детали задавалась равной 125 об/мин. Подача ультразвукового инструмента – 0,05, 0,1 и 0,2 мм/об.

Результаты исследования и их обсуждение

По результатам профилографического анализа определено, что значительно всего на микрогеометрию поверхности стали 20 влияет скорость резания и подача. Зависимости Ra от параметров резания приведены на рис. 1.

С увеличением скорости резания до 155 м/мин параметры шероховатости поверхности значительно снижаются, достигая значений чисто-

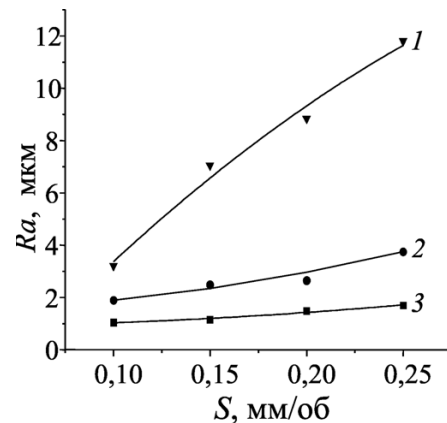


Рис. 1. Зависимость шероховатости поверхности стали 20, полученной точением, от подачи S при скорости резания V : 1 – 21 м/мин; 2 – 66 м/мин; 3 – 155 м/мин

вого точения. Повышение шероховатости при скорости резания 21 м/мин обусловлено тем, что такой пластичный материал, как малоуглеродистая сталь 20, на малых скоростях резания адгезионно-диффузионно взаимодействует с режущим инструментом. В результате образуются вырывы и задиры, значительно повышающие шероховатость поверхности (рис. 2, а). Кроме того, низкая скорость резания приводит к схватыванию между обрабатываемой поверхностью и режущим инструментом с образованием наростов. Наросты характерны для поверхности точения, полученной при скорости резания 21 м/мин. Они формируют выступы шероховатости, превышающие среднюю высоту выступов, и тем самым увеличивают значения Rz и Ra .

Увеличение скорости резания приводит к снижению коэффициента трения в контакте «обрабатываемая поверхность – режущий инструмент», улучшению качества поверхности и снижению шероховатости. На поверхности, полученной при резании со скоростью 66 м/мин и выше, наростов не наблюдается. Формируются лишь отдельные вырывы в виде бороздок, характерные для поверхности резания пластичных материалов (рис. 2, б). Увеличение подачи также снижает наростообразование.

Подача влияет на шероховатость поверхности, прежде всего, как геометрический фактор. С увеличением подачи от 0,1 до 0,6 мм/об шероховатость поверхности увеличивается (рис. 1) без значительного изменения морфологии микрорельефа поверхности. При увеличении скорости резания влияние подачи на шерохова-

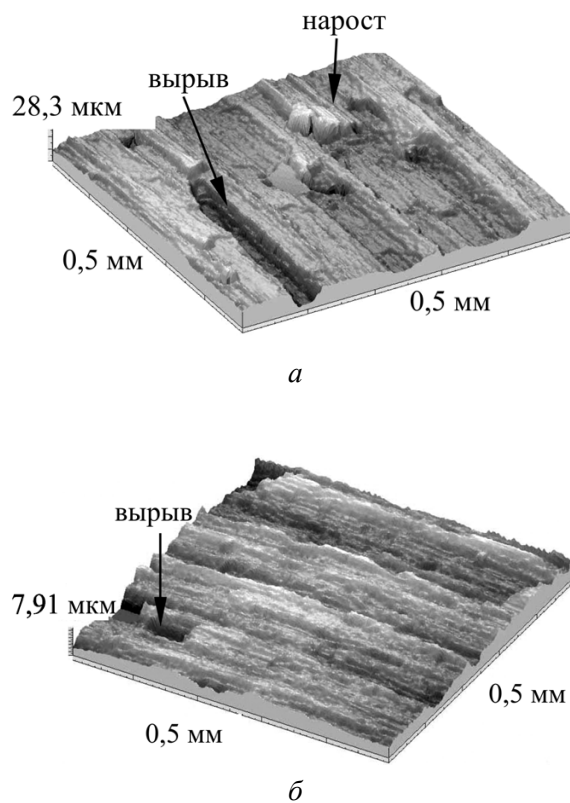


Рис. 2. Трехмерное изображение поверхности стали 20 с характерными дефектами точения при $S = 0,15$ мм/об и V : а – 21 м/мин; б – 155 м/мин

тость уменьшается. Так, при скорости резания 155 м/мин в интервале подачи $0,1 \dots 0,25$ мм/об шероховатость Ra изменяется незначительно в пределах от 1 до 1,7 мкм (рис. 1, кривая 3).

На основе приведенных данных профилографического анализа подтверждено, что при точении можно сформировать поверхность, имеющую одинаковые параметры шероховатости, но разный микрорельеф.

Рассмотрим влияние выше описанных особенностей микрорельефа поверхности точения на формирование микрорельефа поверхности УФО. Микрорельеф поверхности после УФО образуется как след, сформированный после наложения друг на друга канавок, оставляемых на поверхности детали деформирующим инструментом с учетом искажений, вызываемых пластическим течением металла от каждого отдельного удара инструмента, а также формы и состояния поверхности самого инструмента [6].

При ультразвуковой обработке деталей, полученных чистовым точением на высоких скоростях резания, глубина канавки деформации

УФО обычно больше глубины впадин микропрофиля, остающегося после точения, и поэтому при перемещении индентора происходит полное заглаживание исходного микрорельефа [6]. Такая обработка, по классификации А.Г. Сулова, в зависимости от функционального назначения поверхности детали является упрочняющей обработкой [2].

Однако наличие на обрабатываемой поверхности большой шероховатости и дефектов точения, значительно превышающих средний уровень выступов шероховатости, приводит к изменению условий формирования микрорельефа новой поверхности. На поверхности может частично сохраняться либо исходный микрорельеф, либо дефекты точения, т. е. поверхность, формируемая после УФО, наследует характеристики исходной поверхности. Такая обработка, по классификации А.Г. Сулова, относится к отделочно-упрочняющей [2].

При наличии на поверхности дефектов точения, значительно превышающих средний уровень выступов микропрофиля – задиров и наростов, дальнейшая УФО не полностью их заглаживает, что увеличивает значение шероховатости обработанной поверхности. Формирующиеся при точении вырывы имеют меньшее, чем наросты, отклонение от среднего значения шероховатости и заглаживаются ультразвуковым инструментом. На рис. 3 показано влияние исходной шероховатости поверхности стали 20,

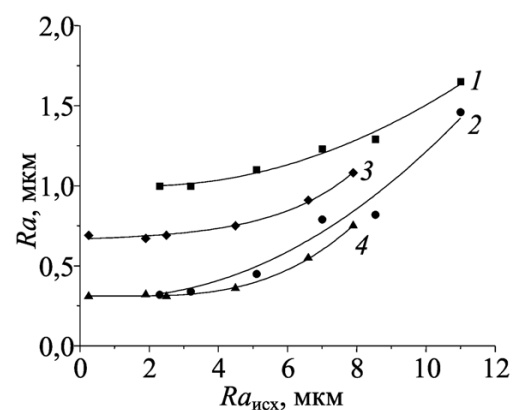


Рис. 3. Влияние исходной шероховатости поверхности стали 20, полученной точением при скорости резания 21 м/мин (кривые 1 и 2) и 66 м/мин (кривые 3 и 4), на шероховатость поверхности, полученной УФО со скоростью подачи ультразвукового инструмента 0,2 мм/об (кривые 1 и 3) и 0,05 мм/об (кривые 2 и 4)

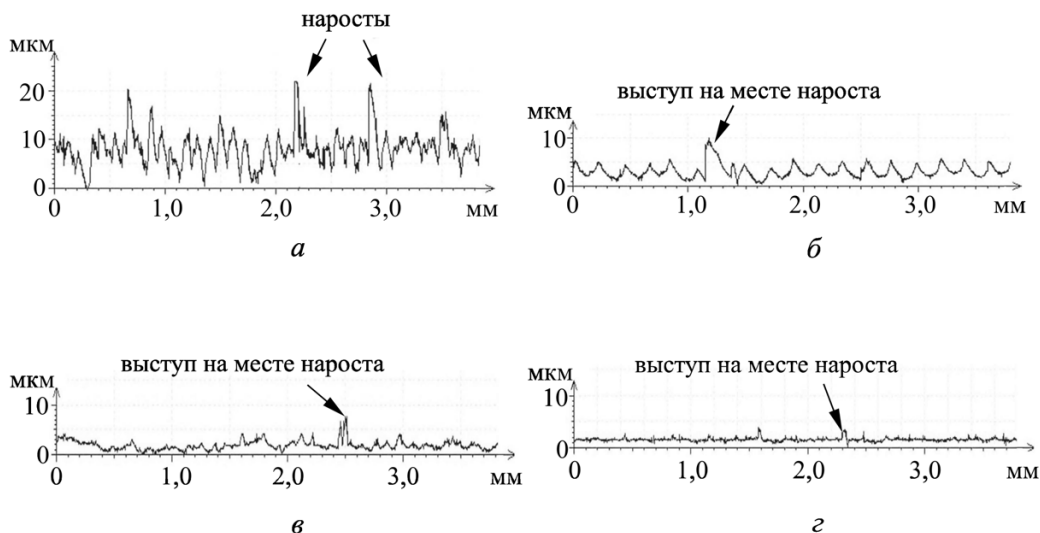


Рис. 4. Профилограммы поверхности стали 20 после точения со скоростью 21 м/мин (а) и УФО с подачей: 0,2 мм/об (б); 0,1 мм/об (в); 0,05 мм/об (г)

полученной при разной скорости точения, на шероховатость поверхности после УФО. Как видно, при скорости точения 66 м/мин последующая УФО с подачей 0,2 мм/об обеспечивает формирование новой поверхности с шероховатостью Ra от 0,69 мкм (кривая 3). Снижение скорости резания до 21 м/мин при той же исходной шероховатости приводит к повышению шероховатости после УФО до 1 мкм (кривая 1). Причина повышения значения шероховатости описывается рис. 4.

На первой профилограмме представлена поверхность после точения. Хорошо видны участки микропрофиля, значительно выступающие над средним уровнем неровностей – это наросты, образующиеся на поверхности точения. В процессе УФО материал нароста при пластическом течении металла распределяется по поверхности, но не выглаживается полностью. Это связано с тем, что усилие, приложенное к инструменту, создает волну пластической деформации ниже высоты наростов, что недостаточно для полного и равномерного выглаживания поверхности. Чем меньше шаг подачи УФО, тем в меньшей степени новая поверхность наследует дефекты старой (рис. 4, б–г). С уменьшением шага подачи до 0,05 мм/об количество проходов инструмента по участку с наростом увеличивается, что дает возможность в большей степени выровнять поверхность (рис. 5).

Как видно из кривых (рис. 3), при УФО стали 20 с исходной шероховатостью Ra менее 4,7 мкм и при скорости подачи ультразвукового инструмента 0,05 мм/об (кривые 2 и 4) формируется поверхность, имеющая одинаковую шероховатость как при предварительном точении с образованием наростов (при скорости резания 21 м/мин), так и при точении без образования наростов (при скорости резания 66 м/мин). Следовательно, устранение таких дефектов точения, как наросты и задиры, возможно при УФО за счет уменьшения шага подачи ультразвукового инструмента. В этом случае на получаемой после УФО поверхности сглаживаются следы технологической наследственности.

При формировании поверхности резания с шероховатостью более 4,7 мкм УФО на выбран-

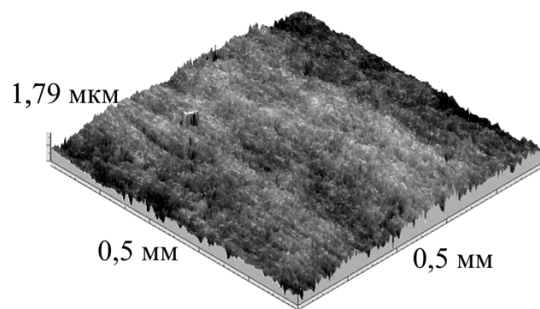


Рис. 5. Трехмерное изображение поверхности стали 20 после УФО с шагом подачи 0,05 мм/об

ных в работе режимах не обеспечивает полного выглаживания исходного профиля поверхности, выступов и впадин точения, что приводит к повышению значений формирующейся шероховатости (рис. 3).

Выводы

Дефекты в виде наростов, формирующиеся на поверхности стали 20 при точении, могут быть устранены УФО при шероховатости поверхности точения Ra менее 4,7 мкм и при шаге подачи ультразвукового инструмента 0,05 мм/об. В этом случае УФО может быть отнесена к упрочняющей обработке, обеспечивающей устранение технологической наследственности от операции точения.

Список литературы

1. Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. – М.: Машиностроение, 1988. – 240 с.

2. Сулов А.Г., Гуров Р.В., Тишевский Е.С. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия – 2008. – № 9. – С. 20–22.

3. Марков А.И. Ультразвуковая обработка материалов. – М.: Машиностроение, 1980. – 237 с.

4. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Каминский П.П. и др. Ультразвуковая поверхностная обработка – перспективный способ повышения ресурса работы деталей железнодорожного транспорта // Вестник СХУ им. В. Даля. – 2010. – Т. 152, № 10. – С. 117–121.

5. Фомин С.Ф. Справочник мастера токарного участка. – М.: Машиностроение, 1964. – 300 с.

6. Уваркин П.В., Ковалевская Ж.Г., Толмачев А.И. Формирование морфологии поверхности при ультразвуковой обработке конструкционной углеродистой стали // Современные проблемы машиностроения. Труды IV Международ. науч.-техн. конф. – Томск: Изд-во ТПУ, 2008. – С. 189–193.

Investigation of the influence of turning defects on the formation of the surface micro relief of steel at ultrasonic finishing treatment

Zh.G. Kovalevskaya, P.V. Uvarkin, A.I. Tolmachov

Profilometric method shows that defects in the form of protuberances, formed on the surface of low-carbon steel at turning at the speed of less than 21 m/min are smoothing by surface ultrasonic finishing treatment at the speed ultrasonic instrument of 0.05 mm/speed.

Key words: turning, ultrasonic finishing treatment, profilometric method.

УДК 621.9.

ПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ТОЧЕНИЯ КОМПОЗИТОМ ПО КРИТЕРИЮ СЕБЕСТОИМОСТИ

*Е.А. КУДРЯШОВ, доктор техн. наук, профессор,
А.С. АСТАФЬЕВ, канд. техн. наук, доцент
(ЮЗГУ, г. Курск)*

Статья поступила 14 ноября 2011 года

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

Приведены результаты параметрической оптимизации процессов обработки в осложненных технологических условиях на примере чистового точения прерывистых поверхностей деталей инструментом из композита.

Ключевые слова: точение композитом, оптимизация, режимы резания, параметры оборудования, себестоимость.

Оптимизация решений задач структурного синтеза приводит к повышению технико-экономических показателей проектируемых процессов только совместно с получением надежных решений в сфере параметрического синтеза. В технологических процессах, где существуют факторы, осложняющие процесс резания, эффективность решений задач параметрического синтеза, а именно расчет (выбор) марки инструментального материала, геометрических параметров инструмента и режимов резания, приобретает принципиальное значение.

Для технологических процессов обработки точением закаленных сталей композитом фактором, осложняющим процесс резания, является прерывистость обработки. Рассмотрим параметрическую оптимизацию процессов обработки в осложненных технологических условиях на примере чистового точения прерывистых поверхностей высокой твердости композитом. Особое внимание в указанных условиях следует уделить расчету геометрических параметров инструмента для создания «U»-контакта с целью обеспечения высокой работоспособности композита. Для такого расчета разработана, теоретически обоснована и экспериментально подтверждена методика, позволяющая по конструктивным особенностям прерывистой поверхности опре-

делить оптимальную геометрию резца, обеспечивающую максимально возможную стойкость [1, 2]. В качестве критерия оптимизации режимов резания принят критерий минимальной себестоимости обработки.

За основу для оптимизации режимов резания взята зависимость [3], которая после преобразования [1] имеет вид

$$C = \frac{E}{VS} + \frac{(E\tau_{cm} + W_T)(V^m S^y t^u)}{VSC_T}, \quad (1)$$

где E – стоимость работы станка за 1 мин; W_T – себестоимость режущего инструмента за период его стойкости; τ_{cm} – потери времени на смену или переточку инструмента; V – скорость резания; S – подача; C_T – коэффициент, m , y , u – показатели степени, экспериментально определенные для разных комбинаций прерывистости, обрабатываемого материала и марки композита.

Система ограничений на оценочную функцию (1) для чистового точения композитом формируется с учетом гарантированного обеспечения требуемых показателей точности обработки и шероховатости поверхности. Техническое ограничение по требованиям к шероховатости обработанной поверхности задается линейной зависимостью вида

$$R_a \geq b_0 + b_1V + b_2S + b_3t, \quad (2)$$

где b_0, b_1, b_2, b_3 – коэффициенты, экспериментально определенные для разных марок композита и обрабатываемых материалов.

Жесткость технологической системы оказывает значительное влияние на точность размера, особенно при точении валов с соотношением длины к диаметру более пяти. Поэтому техническое ограничение по требованиям к точности размера рассмотрим исходя из жесткости системы СПИД. Известно, что увеличение диаметра ΔD от первоначального значения, установленного при настройке станка, равно удвоенному суммарному отжатию технологической системы:

$$\Delta D = 2y = 2P_y / j, \quad (3)$$

где y – величина отжатия; j – жесткость технологической системы; P_y – нормальная составляющая силы резания:

$$P_y = C_y S^{y_p} t^{x_p} V^{n_p}, \quad (4)$$

где C_y – коэффициент, y_p, x_p, n_p – показатели степени, учитывающие условия обработки.

Суммарная жесткость технологической системы определяется:

$$\frac{1}{j} = \frac{1}{j_1} + \frac{1}{j_2} + \dots + \frac{1}{j_n}, \quad (5)$$

где j_1, j_2, \dots, j_n – жесткость звеньев технологической системы СПИД.

Перепишем выражение (3) для вала, установленного в центрах токарного станка, рассматривая его деформацию под действием силы P_y , как деформацию балки, лежащую на двух опорах:

$$T_{\Delta} \geq 2C_y S^{y_p} t^{x_p} V^{n_p} \left[\left(\frac{L-x}{L} \right)^2 \frac{1}{j_{п.б}} + \frac{x^2}{L^2} \frac{1}{j_{3.б}} + \frac{x^2(L-x)^2}{3EjL} + \frac{1}{j_{суп}} \right], \quad (6)$$

где T_{Δ} – часть поля допуска, выделенная на компенсацию погрешности от упругой деформации системы; L – длина заготовки; x – расстояние от передней бабки до рассматриваемого сечения заготовки; $j_{п.б}, j_{3.б}, j_{суп}$ – жесткость передней, задней бабки и суппорта соответственно; E – модуль упругости материала заготовки; J – момент инерции рассматриваемого сечения заготовки. Полученное выражение используем в качестве технического ограничения по требованиям к точности размера при оптимизации режимов обработки композитом.

Схема алгоритма оптимизации режимов резания приведена на рис. 1. Для заданной модели станка из базы данных выделяются параметры оборудования: жесткость его узлов, стоимость эксплуатации, диапазон подач и частот вращения шпинделя. Геометрическим параметрам режущей части и марке инструментального материала, из хранящихся в базе данных, сопоставляются сведения о себестоимости выбранного инструмента за его период стойкости, время на переточку или замену и эмпирические показатели обработки данной марки. Из геометрических характеристик необходимы – длина детали, диаметр обработки и расстояние до обрабатываемой поверхности от передней бабки.

Требования к точности задаются значением, представляющим собой часть поля допуска, которая выделена на компенсацию погрешности от деформации системы СПИД. Глубина резания является неуправляемой величиной и также входит в исходные данные.

Поиск значения минимальной стоимости осуществляется направленным перебором возможных вариантов комбинаций скоростей и подач. Значения скорости и подачи, соответствующие оптимуму, обозначены как $V_{опт}$ и $S_{опт}$.

В результате ранее проведенных исследований предложена система уравнений технических ограничений, определяющих оптимальные параметры управления процессами чистовой обработки прерывистых поверхностей деталей из черных металлов:

$$\left. \begin{aligned} S^{0,48} V^{-0,83} &= Ra / 1194,6 R^{-0,29} t^{0,33}, \\ S^{0,16} V^{0,20} &= C / t^{0,19} T, \\ S^{0,14} V^{0,20} &= h_3 / 0,87 C t^{0,12}, \\ S^{0,35} V^{0,16} &= C \theta_p \lambda F t / P_Z K_T L, \\ S^{0,48} V^{-0,83} &= P_Z / C K t^{0,52}, \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

где Ra – шероховатость обрабатываемой поверхности; R – радиус при вершине инструмента; C – коэффициент, характеризующий изменение геометрии режущей вставки; T – стойкость инструмента; θ_p – температура в зоне резания; λ – коэффициент теплопроводности; F – площадь поперечного сечения стружки; P_Z – составляющая силы резания; K_T – коэффициент температуропроводности; L – длина обработки;

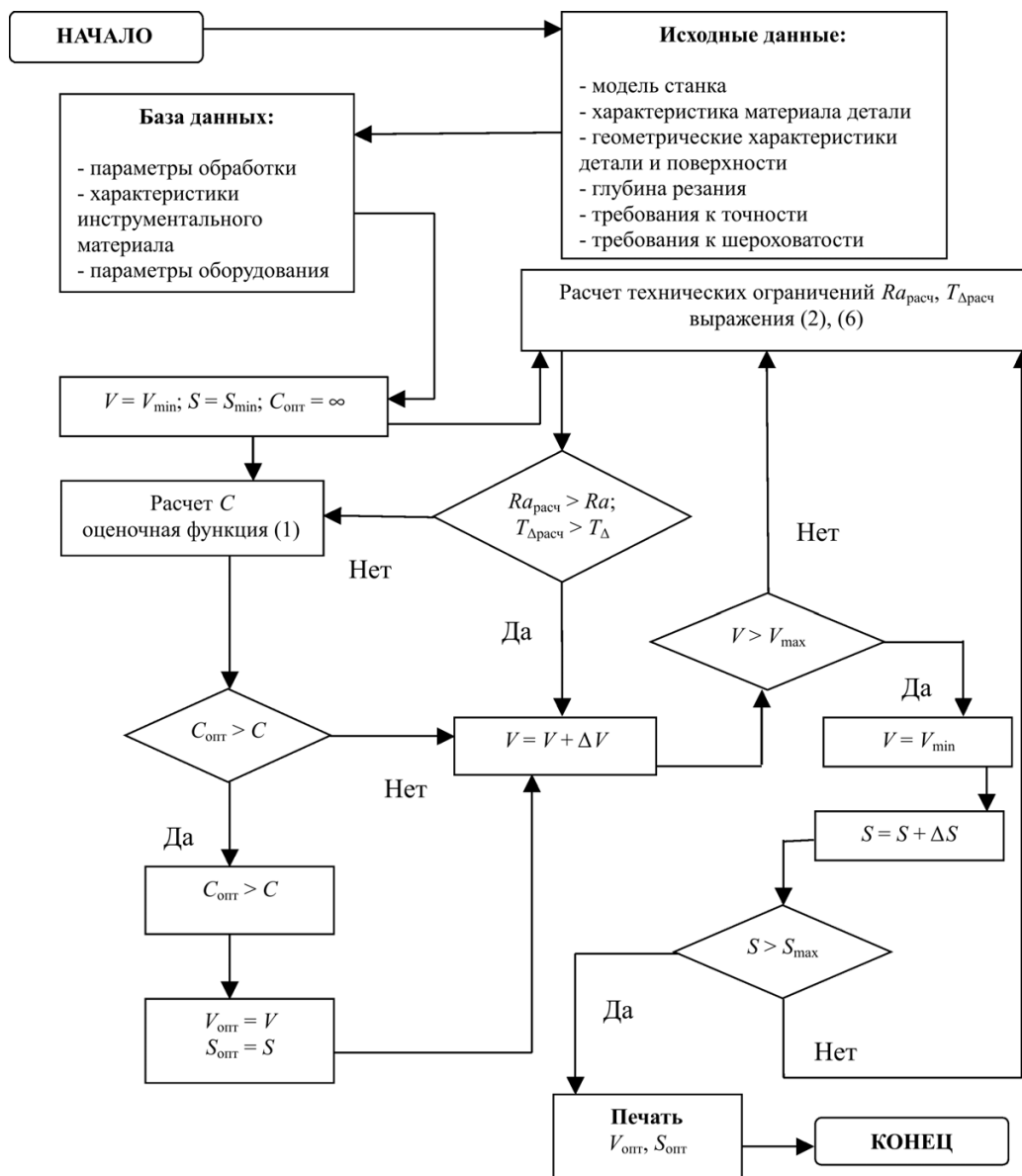


Рис. 1. Схема алгоритма оптимизации режимов резания

K – коэффициент прерывистости обрабатываемой поверхности; t – глубина резания; h_3 – износ по задней поверхности инструмента.

Логарифмируя уравнения (7), вводим обозначения $\ln S = X1$; $\ln V = X2$, правые части уравнений системы соответственно обозначаем: $B1$, $B2$, $B3$, $B4$, $B5$. Новая система уравнений принимает следующий вид:

$$\left. \begin{aligned} 0,48X1 - 0,83X2 &= B1, \\ 0,16X1 + 0,20X2 &= B2, \\ 0,14X1 + 0,20X2 &= B3, \\ 0,35X1 + 0,16X2 &= B4, \\ 0,42X1 + 0,12X2 &= B5. \end{aligned} \right\} \quad (8)$$

Введя ограничения, позволяющие получить допустимые режимы резания, качество и точ-

ность обрабатываемой поверхности приходим к следующей системе неравенств:

$$\left. \begin{aligned} 0,48X1 - 0,83X2 &\leq B1, \\ 0,16X1 - 0,20X2 &\leq B2, \\ 0,14X1 - 0,20X2 &\leq B3, \\ 0,35X1 + 0,16X2 &\leq B4, \\ 0,42X1 + 0,12X2 &\leq B5, \end{aligned} \right\} \text{ при } X1, X2 \geq 0,$$

где значения S и V рассчитываются: $S = e^{X1}$; $V = e^{X2}$.

Используя симплекс-метод и составив систему уравнений

$$\left. \begin{aligned} 0,48X1 - 0,83X2 + X3 &= B1, \\ 0,16X1 + 0,20X2 + X4 &= B2, \\ 0,14X1 + 0,20X2 + X5 &= B3, \\ 0,35X1 + 0,16X2 + X6 &= B4, \\ 0,42X1 + 0,12X2 + X7 &= B5, \end{aligned} \right\} \quad (9)$$

находим значения $X1$ и $X2$. Для нахождения корневой системы использована подпрограмма CM (симплекс-метод) на ЭВМ:

0,48	-0,83	10000	B1
0,16	0,20	01000	B2
0,14	0,20	00100	B3
0,35	0,16	00010	B4
0,42	0,12	00001	B5
-1	-1	00000	$m \ 32 \ m \ 45 \ n \ CM \ n > m$
32	m		
45	n		
CM			
$n > m$			
$n = 7$			
$m = 5$			

Определив значения $X1$, $X2$ и максимум оценочной функции

$$f_0 = (X1 + X2),$$

можно построить геометрическое изображение математической модели процесса резания прерывистых поверхностей деталей из черных металлов.

Проблема оптимизации процесса может быть сформулирована как нахождение точки, в которой функция оптимизации принимает без нарушения наложенных ограничений оптимальное значение при реальных значениях независимых параметров V , S , t .

Каждое уравнение системы (рис. 2) определяет прямую (I, II и т.д.) на плоскости $X_1 O X_2$, а соответствующее неравенство – полуплоскость.

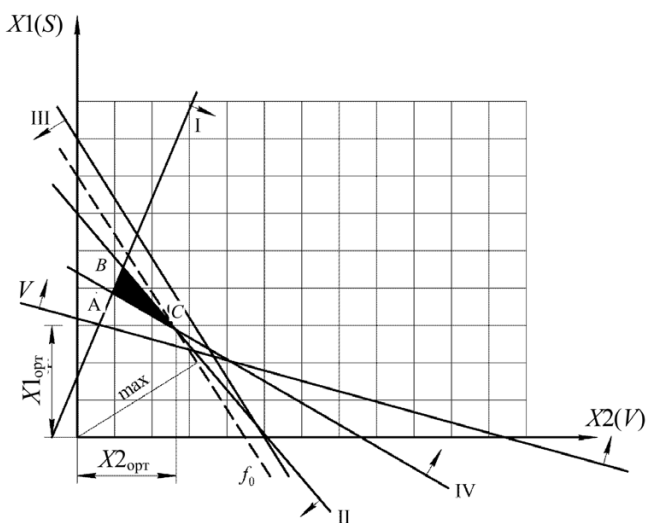
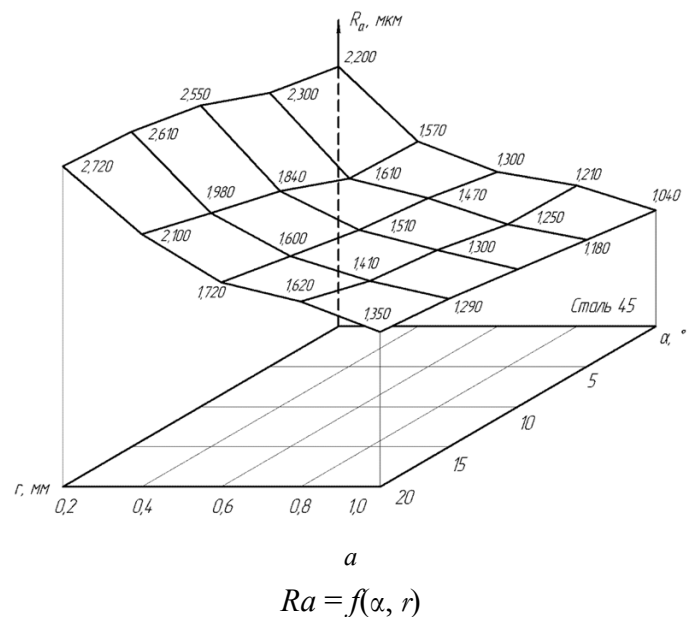


Рис. 2. Математическая модель процесса прерывистого резания

Система неравенств дает область оптимальных режимов. Если система введенных ограничений не противоречива (т. е. совместна), то указанное множество точек, образующих площадь треугольника, ограниченного точками BAC , является треугольником возможных решений. Функция f_0 , подлежащая оптимизации, имеет максимум в точке C . Координаты точки C дадут оптимальные значения $X1_{opt}$ и $X2_{opt}$, а сумма координат ($X1 + X2$) будет наибольшей.

Определив $X1_{opt}$ и $X2_{opt}$, можно установить оптимальные значения параметров V и S для управления процессом резания.

Результаты исследований, проведенные по изложенной методике, позволили получить модели зависимости стойкости резцов из композитов от ожидаемой шероховатости обрабатываемой поверхности. Используя предложенные объемные модели процесса резания (рис. 3 и 4),



α	r				
	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
0	2,20	1,57	1,30	1,21	1,04
5	2,30	1,61	1,47	1,25	1,18
10	2,55	1,84	1,51	1,30	1,24
15	2,61	1,98	1,60	1,41	1,29
20	2,72	2,10	1,72	1,62	1,35

б

Рис. 3. Объемная зависимость шероховатости обрабатываемой поверхности детали (сталь 45) от геометрии инструмента:

a – объемная модель; b – параметры режущей части инструмента

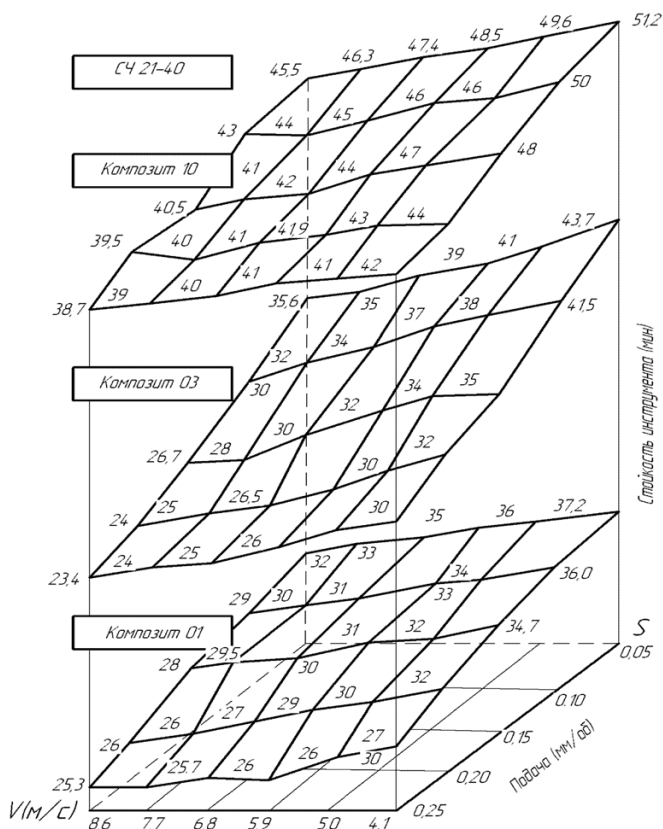


Рис. 4. Объемная модель процесса точения (сталь 45)

возможно в каждом конкретном случае (в зависимости от вида обрабатываемого и инструментального материалов, количества обрабатываемых в партии деталей) для получения заданной шероховатости обрабатываемой поверхности деталей при максимально возможной в данных условиях стойкости инструмента назначать оптимальные режимы резания и выбирать оптимальную геометрию режущей части инструмента.

Список литературы

1. Кудряшов Е.А. Обработка деталей инструментом из композитов в осложненных технологических условиях. – Чита: ЧитГУ, 2002. – Том 1. – 257 с.
2. Кудряшов Е.А. Обработка деталей инструментом из композитов в осложненных технологических условиях. – Чита: ЧитГУ, 2002. – Том 2. – 290 с.
3. Сиротин А.А. Оптимизация процесса резания при токарной обработке / А.А. Сиротин, А.С. Лебедев // Станки и инструмент. – 1973. – № 11. – С. 33–34.

Parametric optimization of turning on the criterion of the composite cost

E.A. Kudryashov, A.S. Astafiev

The results of the parametric optimization of treatment processes in the complicated process conditions on the example of finish turning of discontinuous surfaces of parts of a composite tool are considered.

Key words: turning composite, optimization and cutting conditions, parameters of the equipment cost.

УДК 621.9.048.6:621.951.7(043.3)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ТРАДИЦИОННОЙ И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ МЕЛКОМОДУЛЬНЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

*Ю.И. СИДЯКИН, доктор техн. наук, профессор,
С.И. АГАПОВ, канд. техн. наук, доцент,
А.Ф. ТРУДОВ, канд. техн. наук, доцент,
Л.М. ГУРЕВИЧ, канд. техн. наук, доцент,
А.С. СЕРОВ, магистрант
(ВолгГТУ, г. Волгоград)*

Статья поступила 16 декабря 2011 года

Агапов С.И. – 400131, г. Волгоград, пр. Ленина, 28,
Волгоградский государственный технический университет, e-mail: @vstu.ru

Приведены результаты исследований по влиянию скорости резания на процесс стружкообразования при традиционном и ультразвуковом зубофрезеровании мелко модульных колес. Установлены величины микро-твердости заторможенного слоя и основной части стружки.

Ключевые слова: стружкообразование, зубчатые колеса, ультразвуковые колебания.

Влияние большинства условий резания на основные факторы стружкообразования, а следовательно, и на сам процесс стружкообразования, связано с соответствующим изменением контактных процессов на передней поверхности инструмента, что определяет их важное значение. Контактные процессы на передней поверхности инструмента имеют большое влияние на ряд важных характеристик процесса резания, в частности, на характер и интенсивность износа инструмента, направление сил резания, качество обработанной поверхности и точность обработки детали [1].

Из-за особенностей процесса резания скольжение стружки по передней поверхности может происходить в самых различных условиях, начиная с граничного трения без существенных вторичных пластических деформаций контактного слоя стружки и кончая полным схватыванием контактных поверхностей с интенсивной пластической деформацией слоя стружки, прилегающего к передней поверхности инструмента.

Введение в зону резания ультразвуковых колебаний нарушает равномерность процесса ре-

зания, степень изменения зависит от амплитуды, частоты и направления вибраций, а также от режимов обработки при резании. Вибрации при лезвийной обработке могут изменять физическую картину превращения отдельных элементов срезаемого слоя в стружку. Эти изменения могут касаться основных физических процессов, определяющих резание, а также процессов трения на контактирующих поверхностях, что изменяет механику формирования отдельных элементов стружки. В некоторых случаях введение ультразвуковых колебаний не изменяет процесс резания, тогда процесс стружкообразования по сравнению с традиционной обработкой приводит только к тому, что формирование отдельных элементов стружки происходит при различных рабочих углах резания. В этом случае существенных изменений ни в характере резания, ни в механике формирования отдельных элементов стружки не происходит. В работе исследовалось влияние скорости резания при зубофрезеровании колес из стали 40Х как при традиционном резании, так и при введении ультразвуковых колебаний в зону резания на структуру и микро-твердость стружки.

Для приготовления микрошлифов стружки использовалась заливка эпоксидным компаундом. Метод микротвердости предназначен для определения твердости очень малых (микроскопических) объемов материалов отдельных фаз или структурных составляющих, а также разницы в твердости отдельных участков этих составляющих. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3М алмазным индентором с измерительной нагрузкой в пределах от 0,2 до 0,5 Н. Микроструктура исходной заготовки из стали 40Х показана на рис. 1 и представляет собой сорбитный перлит.

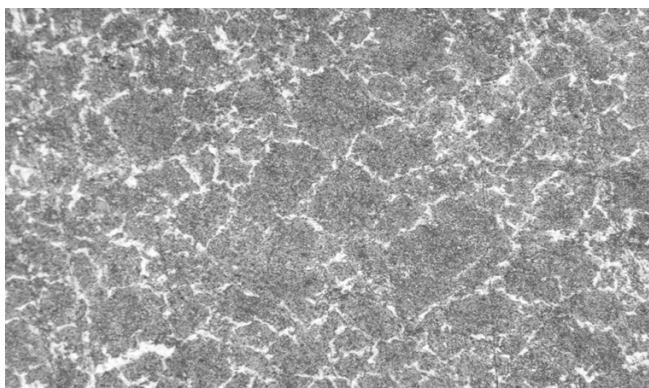
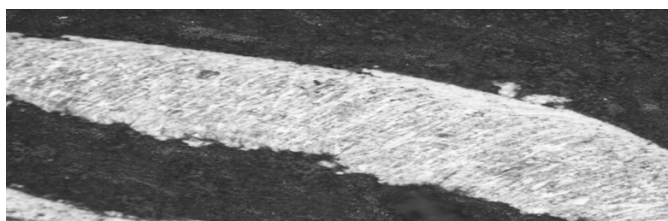


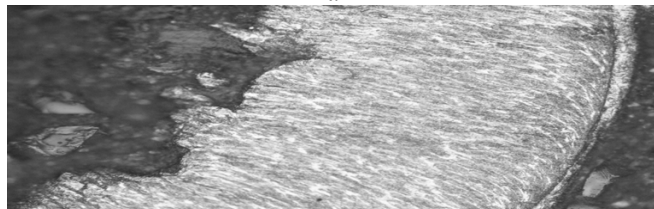
Рис. 1. Фотография микроструктуры исходной заготовки из стали 40Х (X200)

На рис. 2 представлены фотографии микрошлифов стружек, полученных при традиционном и ультразвуковом зубофрезеровании со скоростями резания от 0,25 до 0,5 м/с. На приведенных фотографиях видно, что стружка, полученная при зубофрезеровании мелкозубчатых колес, состоит из двух частей: основной части и тонкого слоя, прилегающего к передней поверхности инструмента, который называется заторможенным слоем.

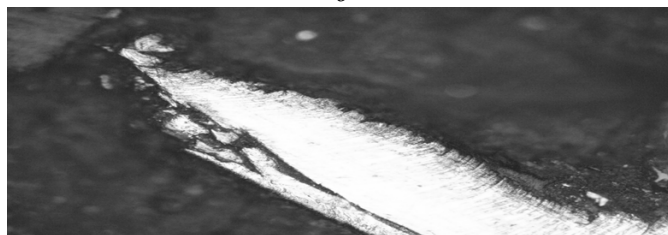
Стружки, полученные при традиционном зубофрезеровании, представлены на рис. 2, а, в, и д. Из рис. 2, а видно, что заторможенный слой имеет сравнительно небольшую протяженность с периодическим повторением, а на рис. 2, в и д зафиксирован срыв нароста, который находится между заторможенным слоем и основной стружкой. Данный эффект можно объяснить увеличением скорости резания. При введении ультразвуковых колебаний в зону резания (рис. 2, б, г, и е) процесс стружкообразования облегчается, поэтому зона вторичной деформации располагается по всей длине стружки без разрыва.



а



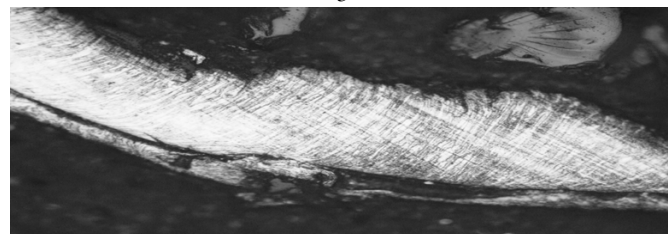
б



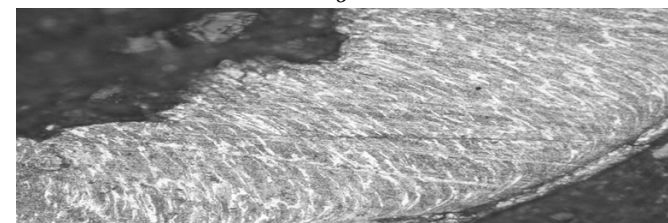
в



г



д



е

Рис. 2. Фотография микроструктуры стружки. Заготовка: сталь 40Х, $m = 0,9$ мм, фреза Р6М5, $S = 0,48$ мм/об, $\times 200$:

а – получена при традиционной обработке, $V = 0,25$ м/с;
 б – получена при введении УЗК в зону резания, $V = 0,25$ м/с;
 в – получена при традиционной обработке, $V = 0,4$ м/с;
 г – получена при введении УЗК в зону резания, $V = 0,4$ м/с;
 д – получена при традиционной обработке, $V = 0,5$ м/с;
 е – получена при введении УЗК в зону резания, $V = 0,5$ м/с

Металлографические исследования проводились на модульном моторизованном оптическом микроскопе ВХ-61 фирмы «Olympus» с фиксацией микроструктур цифровой камеры DP-12 при увеличении от 50 до 1000.

Полученные результаты можно объяснить следующим образом. Между срезаемым слоем и образовавшейся стружкой существует отчетливо выраженная переходная зона. Схема образования стружки представлена на рис. 3. Между передней поверхностью инструмента и контактной поверхностью стружки происходит деформирование зерен, так как между этими поверхностями существует трение. Вследствие этого зерна материала, находящегося в непосредственной близости от контактной поверхности стружки, продолжают деформироваться и после выхода из зоны первичной деформации, которая ограничена зоной АОВ. Зона контакта стружки с передней поверхностью инструмента ограничивается размером C_1 . Ширина зоны вторичной деформации ОД приблизительно равна половине площадки контакта $C/2$, а максимальная высота Δ_1 составляет примерно одну десятую от толщины стружки. Зерна срезаемого слоя, проходя через зону вторичной деформации, значительно искажаются.

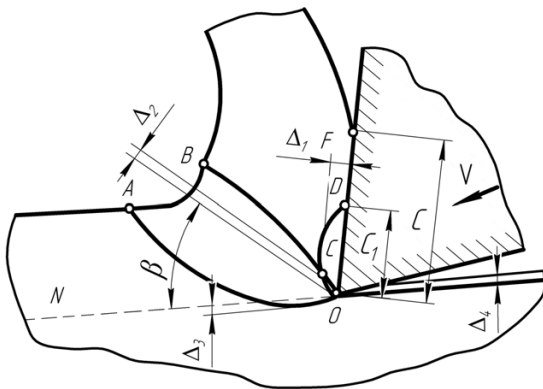


Рис. 3. Схема образования стружки

Степень деформации для зубофрезерования мелко модульных зубчатых колес, по нашим данным, составляет 1,47...1,70 при традиционной обработке и 1,12...1,25 – при введении ультразвуковых колебаний.

Наличие зоны вторичной деформации приводит к неоднородности конечной деформации стружки [2, 3]. На большей части толщины стружки степень деформации зерен одинакова, а в слое толщиной Δ_1 наблюдается резкое увеличение степени деформации. Размеры зоны вторич-

ной деформации и степень деформации зерен материалов в этой зоне определяются интенсивностью трения по передней поверхности. Чем меньше сила трения по передней поверхности, тем меньше размеры зоны вторичной деформации и интенсивность деформации.

Зона первичной деформации по своей толщине соизмерима с толщиной срезаемого слоя только при малых передних углах и низких скоростях резания. Это позволяет считать, что сдвиговые деформации локализуются в очень тонком слое толщиной Δ_2 . Кроме этого здесь также присутствуют деформации сжатия. В настоящее время отсутствуют точные сведения о численной величине слоя Δ_2 , в котором протекает деформация. Однако приближенные расчеты позволяют утверждать, что скорости деформации при резании очень велики, они достигают значений порядка $10^4 \dots 10^6$ 1/с.

Таким образом, процесс резания характеризуется не только очень высокой интенсивностью деформации, но и огромными скоростями деформации.

В зоне пластического контакта (зона ОД) у большей части стружек текстура идет параллельно друг другу, сохраняя неизменную конфигурацию, однако в слое стружки, прилегающем к передней поверхности инструмента, линии текстуры теряют свою конфигурацию. Данное явление связано с тормозящим действием, оказываемым передней поверхностью инструмента. Чем больше сила трения, действующая на передней поверхности, тем сильнее тормозится контактный слой стружки и тем больше искривляется линия текстуры, прилегающая к передней поверхности инструмента. Искривление линии текстуры является следствием вторичной контактной деформации срезаемого слоя при прохождении деформированных зерен через зону вторичной деформации.

При резании, когда условия трения на передней поверхности особенно тяжелы, тормозящее действие, оказываемое режущим инструментом, становится настолько большим, что приводит к плотному присоединению части стружки к передней поверхности и образованию заторможенного слоя, что отчетливо видно на полученных фотографиях. Из этого можно сделать следующий вывод: на участке пластического контакта поверхность стружки настолько плотно прижата к передней поверхности инструмента, что часть стружки перемещается не по инструменту, а по

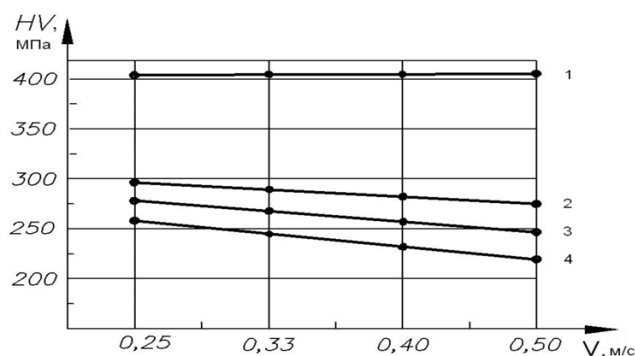


Рис. 4. Измерения величины микротвердости стружки в зависимости от скорости резания. Материал: заготовка – сталь 40Х; инструмент – Р6М5; $m = 0,9 \text{ мм}$, $S = 0,48 \text{ мм/об}$:

1 – заторможенный слой, полученный при традиционном резании; 2 – заторможенный слой, полученный с применением вибраций; 3 – основная часть стружки, полученная при традиционном резании; 4 – основная часть стружки, полученная с применением вибраций

заторможенному слою, прикрывающему переднюю поверхность. О величине действующих сил присоединения заторможенного слоя к передней поверхности инструмента и трудности взаимного перемещения между ними свидетельствует прорыв стружки в ее середине.

В зоне упругого контакта (зона $C-C_1$) стружка после выхода за пределы первой зоны третью о переднюю поверхность инструмента. Соотношение C_1/C обычно не превышает значения 0,5 для обычных материалов.

Заторможенный слой образуется при резании пластических и вязких материалов при малых передних углах и скоростях резания, а также при отсутствии или недостаточном охлаждении.

Графики измерения величины микротвердости основной части стружки и заторможенного слоя в зависимости от скорости резания приведены на рис. 4.

Анализ приведенных зависимостей показывает, что микротвердость основной части стружки при введении ультразвуковых колебаний по

сравнению с традиционной обработкой изменяется от 1,16 до 1,09, а заторможенного слоя от 1,38 до 1,49 в диапазоне скоростей 0,25...0,50 м/с, что свидетельствует об уменьшении коэффициента трения, причем большее значение относится к максимальной скорости.

Воздействие ультразвуковых колебаний на процесс резания проявляется в следующем:

- периодическом изменении величины и направления вектора фактической скорости резания;
- периодическом изменении переднего и заднего углов инструмента;
- периодическом изменении толщины срезаемого слоя;
- изменении характера приложения нагрузки (зона стружкообразования и режущий инструмент вместо статической нагрузки испытывают знакопеременную динамическую);
- изменении формирования поверхностного слоя детали в процессе обработки заготовки;
- улучшении условий проникновения смазочно-охлаждающий технологических средств в зону резания.

На основании полученных результатов можно сделать вывод: введение ультразвуковых колебаний в зону резания улучшает условия работы инструмента, что особенно важно для такого дорогостоящего инструмента, как зуборезный, и повышает качество изготовления зубчатых колес.

Список литературы

1. Агапов С. И. Нарезание зубчатых колес с использованием ультразвука: монография / С.И. Агапов, Ю.И. Сидякин. – Волгоград: ИУНЛ, ВолгГТУ, 2010. – 148 с.
2. Бобров В. Ф. Основы теории резания металлов / В.Ф. Бобров. – М.: Машиностроение, 1975. – 344 с.
3. Медведицков С. Н. Экспериментальные исследования деформации срезаемых слоев смежными кромками резца / С.Н. Медведицков // Технология и автоматизация машиностроения: научн. тр.; ВолгГТУ. – Волгоград, 1972. – С. 157–165.

Research on process of chip formation during traditional and ultrasonic machining of small-module gears.

J.I. Sidyakin, S.I. Agapov, A.F. Trudov, L.M. Gurevich, A.S. Serov

Researches on influence of cutting speed on process of chip formation during traditional and ultrasonic milling of small-module gears were conducted. Values of micro hardness of stagnated layer and main part of chip were established.

Key words: chip formation, gears, ultrasonic vibrations.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ РЕЗАНИЯ НА ВЕЛИЧИНУ МИКРОТВЕРДОСТИ ЭВОЛЬВЕНТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

*Ю.И. СИДЯКИН, доктор техн. наук, профессор,
С.И. АГАПОВ, канд. техн. наук, доцент,
Л.М. ГУРЕВИЧ, канд. техн. наук, доцент,
А.Ф. ТРУДОВ, канд. техн. наук, доцент,
А.С. СЕРОВ, магистрант
(ВолгГТУ, г. Волгоград)*

Статья поступила 16 декабря 2011 года

Агапов С.И. – 400131, г. Волгоград, пр. Ленина, 28,
Волгоградский государственный технический университет, e-mail: @vstu.ru

Приведены результаты исследования по влиянию режимов резания на микротвердость эвольвентных поверхностей зубьев мелко модульных колес, изготовленных традиционным зубофрезерованием и с наложением ультразвуковых колебаний на заготовку. Установлены закономерности изменения микротвердости поверхности в различных сечениях зуба.

Ключевые слова: зубчатое колесо, микротвердость, ультразвуковые колебания.

Нагрузочная способность и долговечность зубчатых передач существенно зависят от физического состояния и качества обработки рабочих поверхностей зубьев. Служебные свойства этих поверхностей формируются в процессе изготовления колес, а также при последующей термической или механической обработке. Применительно к мелко модульным зубчатым колесам (с модулем $m < 1$ мм) использование последних малоэффективно, а порой и нецелесообразно [1]. В этих условиях обеспечение требуемых высоких показателей точности и качества обработки видится только в совершенствовании технологии изготовления колес, в частности, применения совмещенной обработки, когда традиционное зубофрезерование осуществляется в условиях ультразвукового воздействия на заготовку.

Известно, что процесс формирования поверхности при лезвийной обработке, включая и многолезвийную с применением различных фрез, происходит в несколько этапов, каждый из которых характеризуется последовательным и относительно упорядоченным чередованием зон пластического течения материала у режу-

щей кромки и последующим упругим его восстановлением после снятия стружки. При введении в зону резания ультразвуковых колебаний (УЗК) регулярность этих процессов частично нарушается [2], неоднородность структурного состояния поверхностных слоев, вызванная различной степенью и глубиной распространения микропластических деформаций в глубь материала, усиливается, что приводит к качественным и количественным изменениям твердости и шероховатости обработанной поверхности. Поэтому для полноты оценки служебных свойств итогового состояния контактных поверхностей зубьев традиционных показателей становится недостаточно, в связи с чем несомненный интерес представляют исследования микротвердости на различных участках этих поверхностей в зависимости от режимов обработки и технологических особенностей процесса изготовления колес. Решение этих вопросов и является целью настоящей работы.

Исследования проводились на зубчатых колесах ($m = 0,9$ мм, число зубьев $z = 24$), изготовленных из улучшенной стали 40Х твердостью



235–245 HV. Зубофрезерование проводилось на универсальном полуавтомате модели 5Б310П с применением червячно-модульной фрезы из стали Р6М5 за один проход при постоянной подаче $S = 0,48$ мм/об и при двух скоростях резания – 0,25 и 0,5 м/с. Нарезание зубьев осуществлялось по двум технологиям – традиционной (без применения УЗК) и при совмещенном зубофрезеровании, когда в зону резания дополнительно вводились УЗК.

Совмещенное зубофрезерование проводилось с использованием универсального ультразвукового приспособления, схема которого показана на рис. 1 и подробно описана в работах [3 и 4]. Основным элементом приспособления является пьезоэлектрический преобразователь 6, позволяющий создавать ультразвуковые колебания с частотой 18 кГц, и концентратор 5, который служит для передачи этих колебаний на заготовку 4 с амплитудой 4...6 мкм. В качестве источника возбуждения колебаний преобразователя используется ультразвуковой генератор УЗГ 3...0,25 мощностью 0,25 кВт с блоком поднастройки по частоте в пределах 16,65...19,35 Гц.

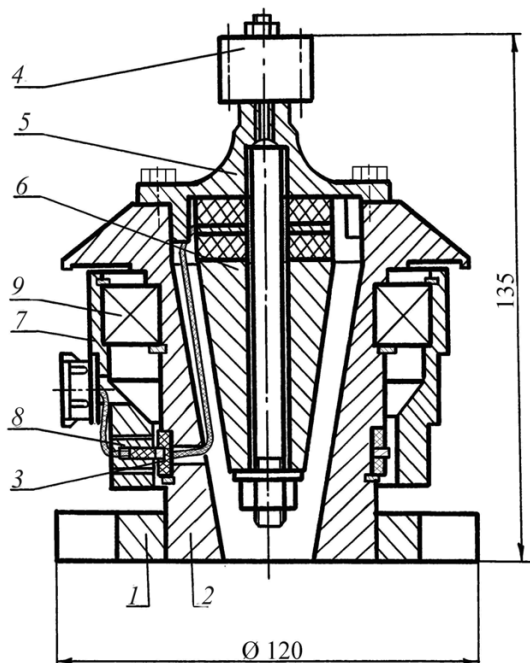


Рис. 1. Универсальное ультразвуковое приспособление для нарезания мелкозубчатых колес:

- 1 – основание; 2 – корпус; 3 – токосъемный узел;
- 4 – заготовка; 5 – концентратор; 6 – ультразвуковой блок;
- 7 – наружное кольцо; 8 – токоподводящее устройство;
- 9 – подшипник

Применительно к операциям совмещенного зубофрезерования, когда введение УЗК требует передачи интенсивного ультразвукового воздействия на заготовку, разработана специальная конструкция концентратора с экспоненциальной внешней поверхностью [4], составные элементы которого образованы соединением стержней переменного сечения. Методика расчета геометрических размеров концентраторов изложена в работе [5].

Для исследования твердости на различных участках торцевой и эвольвентной поверхностей зуба использовали разработанную ранее методику [6]. Схема измерения микротвердости H_{μ} на этих участках показана на рис. 2. На торце контроль H_{μ} проводился с двух сторон вдоль эвольвентного профиля с шагом 0,1 мм от вершины зуба до впадины (20 точек замера) на глубинах 0,05 и 0,10 мм от рабочей поверхности (зоны C и D), а также в поперечном направлении вдоль делительной окружности.

Поскольку шероховатость эвольвентных поверхностей зубьев, обработанных входными (поверхность A) и выходными (поверхность B) режущими кромками зуборезного инструмента, получилась различной [3], то контроль твердости осуществлялся на каждой из указанных сторон зуба вдоль трех образующих в направлении подачи S (10 точек замера) с шагом 0,5 мм; расстояние образующих от вершины зуба составляло 0,1, 0,9 и 1,8 мм соответственно.

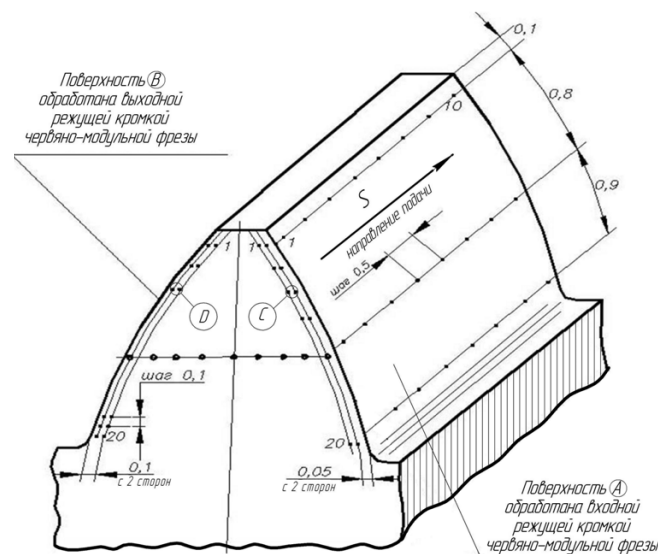


Рис. 2. Расположение точек замера микротвердости на поверхностях зуба

Для изготовления микрошлифов зубчатый венец заливался эпоксидным компаундом. Микротвердость измеряли на твердомере ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 0,2 и 0,5 Н.

Результаты измерений представлены в табл. 1 и 2 и частично показаны на рис. 3. Их анализ позволяет не только сделать некоторые обобщения относительно характера изменения микротвердости поверхностных слоев различных участков зубьев, но и косвенно оценить по итоговому состоянию обработанных поверхностей количественную и качественную стороны каждого из двух исследованных технологических процессов изготовления колес.

Судя по данным рис. 3, совмещенное зубофрезерование формирует вблизи рабочих поверхностей зуба относительно «плотные» структуры материала, причем около поверхностей, обработанных «выходными» режущими кромками инструмента, уровень твердости несколько выше, чем у сформированных «входными» кромками. Заметим, что в этих зонах указанное превышение незначительно и для используемых скоростей резания 0,25 и 0,5 м/с составляет всего 6 и 4 % соответственно, однако по отношению к исходному уровню твердости заготовки ($H_{\mu(\text{исх})} \approx 2,4$ ГПа) оно уже заметно: при совмещенном зубофрезеровании для этих скоростей соответственно 19 и 11 % и около 14 и 7 % – при традиционном.

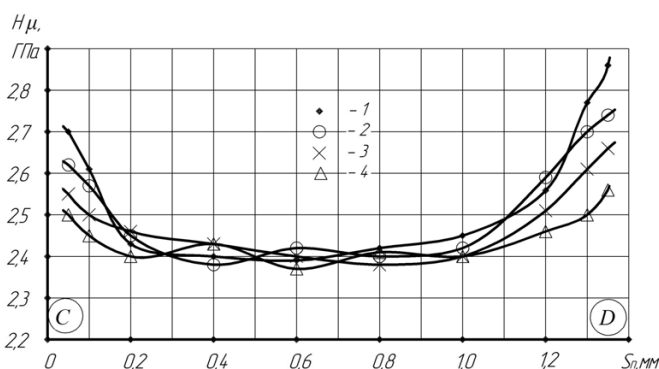


Рис. 3. Распределение микротвердости по толщине зуба вблизи делительной окружности:

- 1 – $V = 0,25$ м/с с УЗК; 2 – $V = 0,25$ м/с без УЗК;
3 – $V = 0,50$ м/с с УЗК; 4 – $V = 0,50$ м/с без УЗК

Характерно, что эта тенденция относительно устойчива, поскольку сохраняется при всех методах обработки, хотя при традиционном зубофрезеровании она заметно слабее. Видно также, что

обработка при повышенных скоростях резания в меньшей степени «упрочняет» поверхностные слои, хотя и тут заметной разницы в глубинах проникновения микропластических деформаций не наблюдается: в обоих случаях она мала и для данных условий обработки не превышает 0,3 мм на каждой из сторон зуба.

Что касается областей C и D (см. рис. 2) на торцевой поверхности зуба, то, как видно из данных табл. 1, микротвердость на всем протяжении от его вершины до ножки практически не меняется и поэтому речь может идти о некотором среднем значении $H_{\mu \text{ ср}}$. Исключение составляют лишь зоны у ножки колеса, где уровень твердости заметно выше по сравнению со средним значением. Например, при скорости резания $V = 0,25$ м/с это превышение составляет $\approx 4,5$ % при совмещенной обработке и около 3,5 % – при традиционной. Характерно, что и здесь вновь области, близкие к поверхностям, обработанным выходными кромками режущего инструмента, тверже тех, которые сформированы входными кромками: в среднем на 5,5 % при обработке с УЗК и на 4 % – без него. Эта закономерность подтверждается и данными исследования [6], относящимися к традиционному зубофрезерованию среднемодульных колес.

Полученные данные свидетельствуют о том, что в процессе изготовления колес нормальная по отношению к эвольвентным поверхностям зуба составляющая силы резания остается практически одинаковой, а аномальное повышение твердости на отдельных участках связано только с особенностями кинетики формирования поверхности при фрезеровании по методу обката. На близлежащих к этим зонам участках рабочих поверхностей зубьев срезаются относительно тонкие слои металла [2], что вызывает даже при умеренном проскальзывании инструмента большую степень деформации поверхностных слоев, которая обусловлена, в первую очередь, возникновением повышенных сдвиговых деформаций. Роль и значение последних особенно заметны, когда на процесс традиционного фрезерования накладывается УЗК вдоль оси заготовки.

Благоприятное влияние УЗК сказывается и на распределении твердости вдоль образующих на эвольвентных поверхностях зубьев. По данным табл. 2, где представлено изменение H_{μ} по длине

Таблица 1

Изменение микротвердости на торцах зуба вблизи его эвольвентных профилей после традиционного (без УЗК) и совмещенного (с УЗК) фрезерования со скоростью резания 0,25 м/с

Метод обработки	Исследуемая зона поверхности	Расстояние от вершины зуба, м	Микротвердость H_{μ} (в ГПа) в точках замера (1–20) вдоль эвольвентных профилей зуба на расстояниях (в миллиметрах) от вершины зуба																H_{μ} ср, ГПа
			0,1	0,2	0,3	0,4	0,6	0,7	0,8	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,6	1,7	1,8	1,9	
С УЗК	С	0,05	2,78	2,76	2,74	2,72	2,72	2,70	2,69	2,71	2,72	2,75	2,69	2,78	2,76	2,79	2,82	2,85	2,76
		0,10	2,68	2,66	2,65	2,64	2,63	2,62	2,63	2,64	2,65	2,72	2,66	2,76	2,75	2,76	2,77	2,78	2,65
		0,05	2,91	2,88	2,86	2,81	2,84	2,86	2,84	2,87	2,88	2,89	2,91	2,96	2,94	2,96	2,99	3,02	2,90
	D	0,10	2,83	2,82	2,80	2,78	2,77	2,78	2,77	2,77	2,78	2,80	2,82	2,88	2,90	2,88	2,92	2,94	2,82
		0,05	2,67	2,65	2,64	2,63	2,63	2,63	2,62	2,63	2,64	2,66	2,69	2,72	2,71	2,72	2,73	2,74	2,69
		0,10	2,64	2,63	2,62	2,60	2,59	2,59	2,58	2,57	2,59	2,61	2,62	2,65	2,66	2,67	2,68	2,70	2,61
Без УЗК	D	0,05	2,81	2,80	2,79	2,80	2,76	2,74	2,75	2,76	2,77	2,78	2,80	2,84	2,83	2,85	2,86	2,88	2,80
		0,10	2,75	2,74	2,72	2,72	2,70	2,68	2,67	2,70	2,72	2,74	2,76	2,78	2,80	2,78	2,81	2,82	2,72

Примечания: 1. С и D – области торцевой поверхности зуба, примыкающие к его рабочим поверхностям, которые обработаны соответственно входной и выходной режущими кромками зубьев фрезы (см. рис. 2).

2. Значения микротвердости H_{μ} получены как средние арифметические результатов 4–6 измерений (разброс значений относительно среднего не превышает 5 %).

Таблица 2

Изменение микротвердости вдоль образующих на эвольвентных поверхностях зубьев после традиционной (без УЗК) и совмещенной (с УЗК) обработок со скоростью резания 0,25 м/с

Метод обработки	Исследуемые поверхности (по рис. 2)	Расстояние от вершины зуба, мм	Микротвердость H_{μ} (в ГПа) в точках замера (1–10) в направлении подачи на расстояниях (в миллиметрах) от торца зуба										$H_{\mu, \text{ср}}$ ГПа
			0,5	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0	3,5	4,0	4,5	5,0	
С УЗК	А	0,1	2,78	2,76	2,79	2,75	2,73	2,74	2,72	2,68	2,66	2,62	2,72
		0,9	2,71	2,70	2,68	2,67	2,64	2,62	2,63	2,60	2,61	2,58	2,64
		1,8	2,79	2,77	2,75	2,74	2,70	2,68	2,65	2,66	2,63	2,61	2,70
	В	0,1	2,91	2,89	2,88	2,86	2,85	2,82	2,79	2,77	2,76	2,74	2,83
		0,9	2,85	2,84	2,82	2,83	2,80	2,78	2,76	2,74	2,72	2,71	2,78
		1,8	2,96	2,94	2,92	2,93	2,88	2,85	2,82	2,80	2,78	2,76	2,87
Без УЗК	А	0,1	2,67	2,66	2,63	2,64	2,62	2,58	2,56	2,58	2,54	2,52	2,60
		0,9	2,62	2,60	2,59	2,56	2,55	2,52	2,54	2,52	2,50	2,49	2,55
		1,8	2,72	2,70	2,69	2,66	2,64	2,62	2,59	2,58	2,56	2,54	2,63
	В	0,1	2,81	2,80	2,78	2,76	2,77	2,72	2,70	2,68	2,66	2,65	2,73
		0,9	2,75	2,74	2,72	2,73	2,70	2,70	2,68	2,65	2,63	2,62	2,69
		1,8	2,85	2,83	2,81	2,78	2,78	2,76	2,74	2,70	2,68	2,66	2,76

Примечания: 1. А и В – условные обозначения поверхностей зуба, полученные соответственно входной и выходной кромками зубьев фрезы. 2. Значения микротвердости H_{μ} получены как средние арифметические результатов 4–6 измерений (разброс значений относительно среднего не превышает 5 %).

каждой из рабочих сторон зуба (см. поверхности *A* и *B* на рис. 2) на различных расстояниях от его вершины, видно, что и здесь добавление УЗК к традиционной обработке в среднем на 6 % повышает твердость рабочих поверхностей. По сравнению же с исходным уровнем этот прирост твердости существенно выше и составляет по поверхности *A*: 12 % при совмещенном фрезеровании и 8 % – при традиционном; а по поверхности *B*: соответственно 18 и 13 %.

Как известно, уровень основных физико-механических свойств материалов достаточно хорошо коррелируется с их твердостью, а она, в свою очередь, – с износостойкостью поверхностей в местах их сопряжений [1]. Следовательно, с достаточным для практики основанием можно утверждать, что совмещенное (с УЗК) зубофрезерование мелко модульных колес обеспечивает более высокий уровень обработки поверхностей, обладающих повышенной нагрузочной способностью. Если к этому добавить, что введение в зону резания УЗК улучшает качество обработки, т.е. уменьшает шероховатость поверхностей с одновременным повышением точности изготовления колес [3], то преимущества технологии зубофрезерования, основанной на применении УЗК, вполне очевидны, и поэтому она является весьма важ-

ным и перспективным направлением не только как объект исследования, но и в практической реализации на производстве.

Список литературы

1. *Серенсен С.В.* Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность / С.В. Серенсен, В.П. Когаев, Р.М. Шнейдерович – М.: Машиностроение, 1975. – 488 с.
2. *Медведицков С.Н.* Экспериментальные исследования деформации срезаемых слоев смежными кромками резца / С.Н. Медведицков // Технология и автоматизация машиностроения: научн. тр. ВолгГТУ. – Волгоград, 1972. – С. 157–165.
3. *Агапов С.И.* Нарезание зубчатых колес с использованием ультразвука: монография / С.И. Агапов, Ю.И. Сидякин. – Волгоград: ИУНЛ, ВолгГТУ, 2010. – 148 с.
4. *Агапов С.И.* Ультразвуковое приспособление для зубодолбления высокоточных деталей / С.И. Агапов, Н.А. Харламов, Д.Е. Парецкий // Материалы межвуз. сб. науч. тр. «Прогрессивные технологии в машиностроении». – Волгоград, 1999. – С. 3–5.
5. *Меркулов Л.Г., Харитонов А.В.* Теория и расчет составных концентраторов // Акустический журнал. – Т. 5. – Вып. 2. – 1959. – С. 183–190.
6. *Саютин Г.И.* Об эффектах деформационного упрочнения обрабатываемого материала в условиях зубофрезерования / Г.И. Саютин, Г.Г. Скребнев // Трение и износ. – Т. 12. – 1991. – С. 744–747.

Research on influence of cutting modes on microhardness of involute surfaces of gears

J.I. Sidyakin, S.I. Agapov, L.M. Gurevich, A.F. Trudov, A.S. Serov

Results of researches on influence of cutting modes on the surface microhardness of involute surfaces of gears made with conventional milling and milling with ultrasonic vibrations are shown. Regularities of changing of surface microhardness in different sections of gear are established.

Key words: gear, microhardness, ultrasonic vibrations.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕРОЯТНОСТИ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ФАКТИЧЕСКОЙ ПЛОЩАДИ ЧАСТИЧНО-РЕГУЛЯРНОГО МИКРОРЕЛЬЕФА ПРИ НАКАТЫВАНИИ

*И.С. БУКАНОВА, ст. преподаватель,
Е.Ю. ТАТАРКИН, доктор техн. наук, профессор,
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)*

Статья получена 10 февраля 2012 года

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

Представлена методика расчета фактической площади частично-регулярного микрорельефа и вероятности ее получения имитационно-стохастическим моделированием для оценки прочности неподвижного соединения типа «корпус – втулка».

Ключевые слова: прочность, неподвижное соединение, частично-регулярный микрорельеф.

Прочность неподвижного соединения типа «корпус – втулка» определяется его способностью сопротивляться действию крутящего момента и (или) осевой сдвигающей силе. Качество неподвижных соединений в значительной мере определяется микрорельефом контактирующих поверхностей сопряжения и значительно повышается с нанесением на эти поверхности регулярного или частично-регулярного микрорельефа с последующим дорнованием соединения.

Для регуляризации микрорельефа охватываемой детали (корпуса) неподвижного соединения в данной работе используется накатывание профильным роликом. В конструкции накатной головки применяются накатные ролики с деформирующими элементами конусной или пирамидальной формы. Данный метод позволяет получать частично-регулярный микрорельеф (ЧРМР) с дискретными регулярными неровностями шахматного расположения по ГОСТ 24773. Параметры ЧРМР: θ – угол направления неровностей, h_y – осевой шаг и h_x – круговой шаг неровностей – определяются геометрией деформирующего элемента (ролика) накатника и продольной подачей. Другие параметры, такие как глубина неровностей h и фактическая площадь S_f , занимаемая

регулярными неровностями, зависят от частоты вращения накатника, механических свойств охватываемой детали и определяются необходимыми значениями показателей прочности соединения.

Задачами исследования являются:

- стохастическое моделирование распределение неровностей частично-регулярного микрорельефа;
- статистическое распределение количества неровностей и суммарной фактической площади, занимаемой частично-регулярным микрорельефом.

Алгоритм формирования неровностей при накатывании заключается в следующем. За базу взят левый верхний угол развертки (рис. 1). Для каждого последующего следа координата по x увеличивается на h_x , по y – уменьшается на h_y . При выполнении условия $X > L$ (оборот закончен) значение координаты X уменьшается на величину длины развертки отверстия L (начало следующего оборота). Расчет заканчивается при получении $Y \leq 0$.

Второй ролик создает неровности, смещенные относительно неровностей первого ролика на величину

$$dx_2 = \frac{L}{3} + \varepsilon_1 h_x, \quad (1)$$

где ε_1 – случайное число, равномерно распределенное на интервале (0;1). Это выражение определяется тем, что второй ролик смещен относительно первого на треть окружности (в конструкции накатника применяются три ролика, расположенные равномерно по окружности). С учетом того, что его фазовое положение при входе в контакт случайное, добавляется слагаемое εh .

Координаты неровностей от третьего ролика рассчитываются аналогично:

$$dx_3 = \frac{2L}{3} + \varepsilon_2 h_x. \tag{2}$$

При обратном ходе первый ролик входит в контакт при $Y = 0$ со случайной координатой $X \in (0; L)$. Далее координата X увеличивается на величину h_x , а Y – на величину h_y . При обратном ходе первый ролик входит в контакт при $Y = 0$ со случайной координатой $X \in (0; L)$. Далее координата X увеличивается на величину h_x , а Y – на величину h_y .

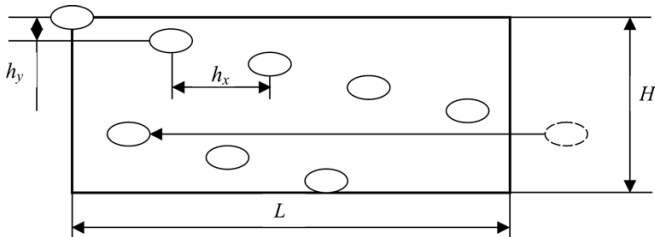


Рис. 1. Развертка отверстия корпуса на первом проходе

Расчет координат для второго и третьего роликов определяется с учетом случайных сдвигов dx_2 и dx_3 . Расчет заканчивается при получении $Y \geq H$. Одновременно с построением координат рассчитывается и количество неровностей N .

В связи с тем что алгоритм построения неровностей содержит случайные параметры ε_p , распределение неровностей также будет случайным. Некоторые из неровностей при прямом и обратном ходе накатника могут накладываться друг на друга. Положим, что каждая из неровностей имеет форму эллипса (для конусных деформирующих элементов) с полуосями a и b :

$$\frac{(X - X_C)^2}{a^2} + \frac{(Y - Y_C)^2}{b^2} = 1, \tag{3}$$

где X_C, Y_C – координаты центра эллипса; a, b – полуоси эллипса.

Критерием наложения эллиптических неравенностей (пересечения эллипсов) является выражение

$$\sqrt{\left(\frac{X_{C1} - X_{C2}}{a}\right)^2 + \left(\frac{Y_{C1} - Y_{C2}}{b}\right)^2} < 2. \tag{4}$$

Площадь пересечения эллипсов 1 и 2 получается путем численного интегрирования на интервале (X_{\min}, X_{\max}) (рис. 2).

Суммарная фактическая площадь всех неровностей рассчитывается по формуле

$$S_{\Phi} = Nab\pi - S_{\Pi},$$

$$S_{\Pi} = \sum_{i=1}^K S_{i\Pi}, \tag{5}$$

где N – общее количество неровностей; $S_{i\Pi}$ – площадь i -го пересечения неровностей; K – количество налагающихся неровностей.

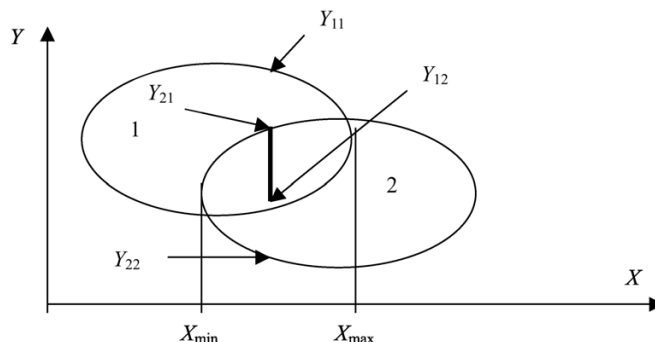


Рис. 2. Область интегрирования и координаты пересечения

Фактическая площадь является случайной величиной, и в результате стохастического моделирования будет получено N ее значений. Это дает возможность построить гистограмму распределения этого параметра и поставить задачу обеспечения заданной точности ее получения. На рис. 3 приведены примеры рассчитанных гистограмм распределений количества пересечений, площади пересечений и суммарной фактической площади неровностей.

Исходными данными для расчета гистограмм являются:

r – радиус ролика (мм); R – радиус отверстия в детали (мм); S – подача (мм/об); k – количество деформирующих элементов на ролике; H – высота отверстия (мм); N_p – количество расчетов для реализации стохастического моделирования.

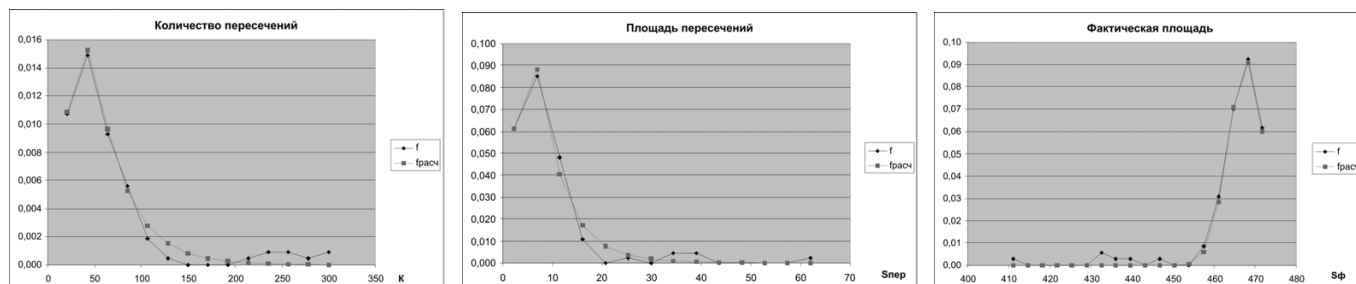


Рис. 3. Распределения параметров неровностей

С помощью критерия χ^2 установлено, что для количества пересечений и для суммарной площади пересечений можно использовать логарифмически нормальное распределение, а для фактической площади – нормальное распределение:

$$f(K) = \frac{1}{K \sigma_{KZ} \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(\ln K - \ln K_0)^2}{2\sigma_{KZ}^2}\right),$$

$$f(S_{\Pi}) = \frac{1}{S_{\Pi} \sigma_{\Pi Z} \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(\ln S_{\Pi} - \ln S_{\Pi 0})^2}{2\sigma_{\Pi Z}^2}\right),$$

$$f(S_{\Phi}) = \frac{1}{\sigma_{\Phi} \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(S_{\Phi} - S_{\Phi 0})^2}{2\sigma_{\Phi}^2}\right). \quad (6)$$

Для расчета параметров распределений (K_0 , σ_{KZ} , $S_{\Pi 0}$, $\sigma_{\Pi Z}$, $S_{\Phi 0}$, σ_{Φ}) используется метод наименьших квадратов и надстройка «Поиск решения» табличного процессора Excel с проверкой качества аппроксимации по критерию χ^2 .

В табл. 1 приведены исходные данные, принятые при проведении стохастического моделирования, а в табл. 2 – полученные значения параметров распределений.

Таблица 1

Исходные данные, принятые для проведения расчетов

Количество расчетов	N_p	200
Радиус ролика	r	12 мм
Радиус отверстия	R	30 мм
Подача	S	10 мм/об
Количество деформирующих элементов на ролике	k	16
Высота отверстия	H	50 мм
Радиусы эллипсов	a	0,5 мм
	b	0,25 мм

Таблица 2

Значения параметров распределений

Количество пересечений		Площадь пересечений		Фактическая площадь	
K_0	σ_{KZ}	$S_{\Pi 0}$	$\sigma_{\Pi Z}$	$S_{\Phi 0}$	σ_{Φ}
50,002	0,5962	7,0599	0,6554	467,7988	4,3784

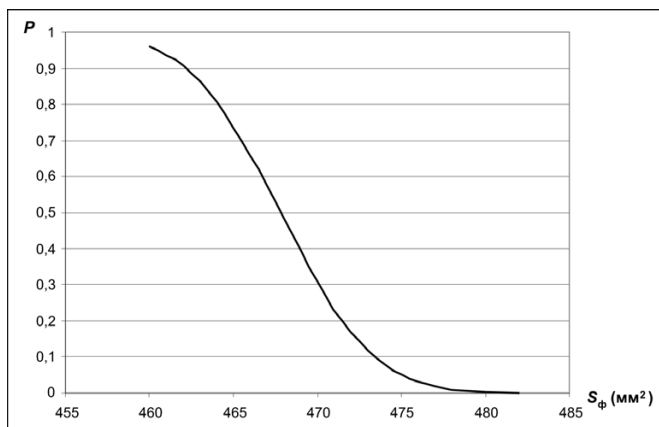
Необходимость получения аналитического выражения для плотности распределения связана с погрешностями анализа «хвостов» распределений. Аналитические выражения позволяют экстраполировать кривые и рассчитывать вероятности попадания анализируемых параметров на любой интервал, в том числе и близкий к граничным значениям.

При формировании соединения «корпус-втулка» необходимо не только обеспечить прочность этого соединения, но и гарантировать стабильность обеспечения этой прочности. В связи со стохастическими параметрами процесса накатывания возможно нарушение прочности соединения за счет снижения фактической площади формируемых неровностей из-за их наложения при накатывании.

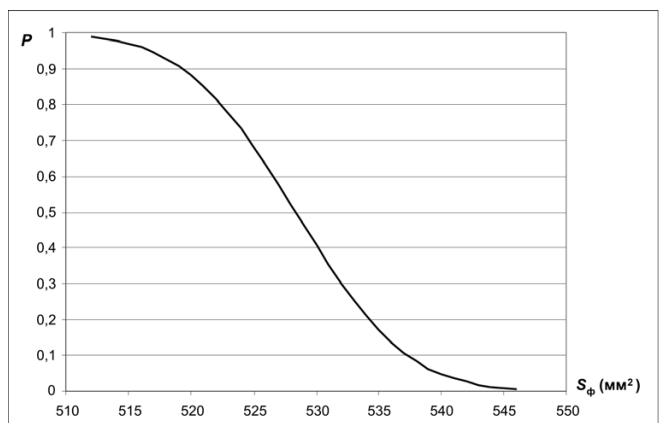
Вероятность получения заданной фактической площади S_{Φ}^* вычисляется по выражению

$$P = 1 - \int_0^{S_{\Phi}^*} f(S_{\Phi}) dS_{\Phi}. \quad (7)$$

Для стабилизации процесса накатывания значение P должно быть близко к единице. Чем больше значение P , тем стабильнее обеспечивается заданная площадь S_{Φ}^* . На рис. 4, а приведен график вероятности обеспечения заданной фактической плотности, полученный для параметров накатывания, указанных в



a



б

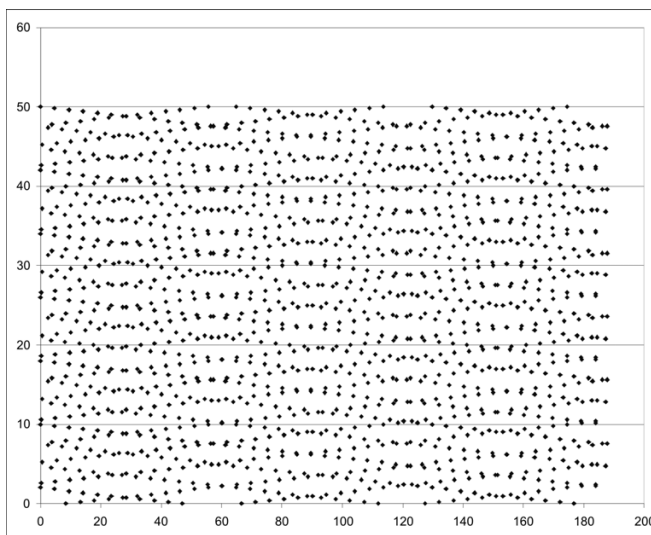
Рис. 4. Вероятность обеспечения заданной суммарной фактической площади для исходных данных из табл. 1:

a – для подачи $S = 10$ мм/об; *б* – для подачи $S = 8$ мм/об

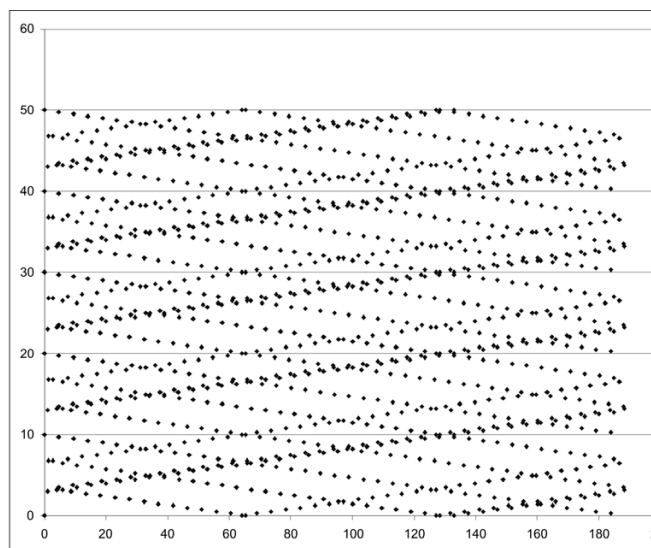
табл. 1 и 2. Из графика (рис. 4, *a*) видно, что с вероятностью $P > 0,8$ обеспечиваются значения площади не менее 464 мм^2 . При необходимости получения большей площади требуется изменение конструкции накатных роликов или изменение режимов накатывания.

Изменение конструкции роликов достаточно трудоемко и может применяться только при проектировании нового технологического процесса. Более доступным решением является снижение подачи. На рис. 5, *a* приведена развертка поверхности для тех же накатников, но при подаче $S = 8$ мм/об.

На рис. 5 видно, что неровности расположены значительно плотнее, чем при подаче $S = 10$ мм/об. При этом очевидно, что суммарная фактическая площадь неровностей значительно увеличится. Действительно, полученное анали-



a



б

Рис. 5. Примеры развертки поверхности отверстия:
a – $S = 8$ мм/об; *б* – $S = 10$ мм/об

тическое выражение для плотности распределения имеет вид

$$f(S_\phi) = \frac{1}{7.010\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(S_\phi - 582.34)^2}{2 \cdot 7.010^2}\right). \quad (8)$$

Анализ полученного выражения показывает, что снижение подачи на 22,2 % привело к возрастанию среднего значения фактической площади на 12,1 %, а среднеквадратичного отклонения – на 46,2 %.

Из графика, приведенного на рис. 4, *б*, видно, что с вероятностью $P > 0,8$ обеспечиваются значения площади не менее 522 мм^2 . Таким образом, для той же вероятности изменение подачи гарантированно увеличило фактическую площадь.

При необходимости можно проводить расчеты и для других значений вероятности, характеризующей стабильность процесса накатывания. Например, для вероятности $P = 0,99$ гарантируется получение фактической площади не более 512 мм^2 .

Разработанная методика позволяет проектировать операцию накатывания частично-регулярного микрорельефа с обеспечением заданной фактической его площади.

Список литературы

1. *Бородин А.В.* Несущая способность прессового соединения с криволинейными канавками в стыке / А.В. Бородин, И.А. Рязанцева // Вестник машиностроения. – 2000. – № 5.

2. *Горохов В.А.* Двухуровневая регуляризация микрогеометрических характеристик технических поверхностей и ее обеспечение / В.А. Горохов // Вестник машиностроения. – 1994. – № 5. – С. 29–32.

3. *Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин* / А.М. Сулима, В.А. Шулов, Ю.Д. Ягодкин и др. – М.: Машиностроение, 1988. – 240 с.

4. *Суслов А.Г.* Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. – М.: Машиностроение, 1987. – 208 с.

5. *Шнейдер Ю.Г.* Эксплуатационные свойства деталей с регулярным микрорельефом. – Л.: Машиностроение, 1982. – 248 с.

Definition of probability of maintenance of the actual area partially-regular microrelief at drawing

I.S. Bukanova, E.Ju.Tatarin,

The design procedure of the actual area of a partially-regular microrelief and probability of its reception by imitations-stochastic modeling for an estimation of durability of motionless connection of type «the case – the plug» is presented.

Key words: durability, motionless connection, a partially-regular microrelief.

РОЛЬ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ

*Х. М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
Ю. В. НИКИТИН, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 25 января 2012 года

Рахимянов Х.М. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: kharis51@mail.ru

Представлены результаты исследования структуры и свойств поверхностного слоя при комбинированной поверхностной обработке на основе высокоэнергетических концентрированных источников деформационно-го и теплового воздействия. Выполнен анализ механизмов влияния ультразвукового пластического деформирования на формирование структуры поверхностного слоя при комбинированной обработке.

Ключевые слова: поверхностный слой, комбинированная обработка, ультразвуковое пластическое деформирование.

Введение

Упрочнение деталей машин и инструментов путем формирования на их исполнительных поверхностях слоев с измененными свойствами является одним из направлений развития технологий в современном производстве. При этом наиболее эффективно воздействовать на структуру и свойства поверхностных слоев деталей из металлических конструкционных материалов позволяют комбинированные методы термодеформационной обработки, базирующиеся на использовании источников концентрированных потоков энергии, являющиеся одной из разновидностей физико-технической обработки. Одним из таких методов повышения эксплуатационных свойств деталей служит комбинированная отделочно-упрочняющая обработка на основе ультразвукового поверхностного пластического деформирования закрепленным инструментом (схема УЗО) и скоростного поверхностного плазменного нагрева. Сочетание деформационного ультразвукового воздействия с термическим плазменным может выполняться по базовым схемам комбинирования – термоупрочнение с одновременной деформацией в нагретом со-

стоянии, термоупрочнение с предшествующей или последующей холодной деформацией и их вариантам [1]. В данной статье рассматривается вариант реализации комбинированной обработки с пластической деформацией, предшествующей скоростному поверхностному нагреву потоком низкотемпературной плазмы.

Формирование поверхностного слоя

Исследования изменений в поверхностном слое при комбинированной обработке проводились с помощью методов металлографического анализа (оптическая микроскопия). Механические свойства поверхностного слоя оценивались по микротвердости. Обработке подвергали образцы размером 25x25x100 мм из серого чугуна марки СЧ 21, содержащего 3,3 % С; 2,3% Si; 0,46 % Mn; 0,092 % Cr; 0,12 % Ni.

Ультразвуковое деформирование выполняли инструментом со сферической рабочей частью с радиусом кривизны 4 мм, выполненной из синтетического алмаза, при амплитуде колебаний 15 мкм и частоте колебаний 20 кГц.

Для плазменного нагрева применяли плазмотрон с вольфрамовым электродом и фиксацией

длины дуги межэлектродными вставками. Использовалась комбинированная схема подключения – деталь включена в цепь плазмотрона. Плазмообразующий газ – аргон.

Режимы ультразвукового деформирования и плазменного нагрева устанавливались исходя из условий получения максимального эффекта от каждого из воздействий – максимальной толщины упрочненного слоя и отсутствия оплавления поверхности.

Для выявления особенностей строения и свойств поверхностного слоя после комбинированной обработки полученные результаты сравнивались с данными, установленными при исследовании образцов после плазменного упрочнения на режимах, использованных при комбинированном упрочнении.

Исходная структура серого перлитного чугуна марки СЧ21 состоит из металлической матрицы, содержащей до 95 % перлита, и включений пластинчатого графита. Микротвердость необработанного серого чугуна лежит в пределах 1850...2100 МПа.

Ультразвуковое пластическое деформирование создает поверхностный слой толщиной до 0,3 мм с повышенной до 3560 МПа микротвердостью (кривая 1, рис. 1).

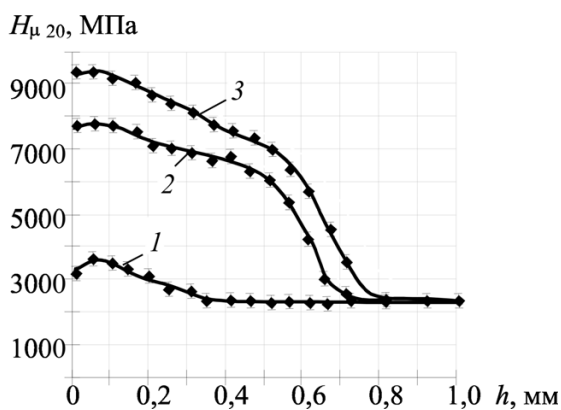


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя:

1 – ультразвуковое деформирование; 2 – плазменная закалка; 3 – комбинированная обработка

Анализ структуры деформированного слоя показал, что такое повышение микротвердости обусловлено, прежде всего, деформацией матрицы. Ультразвуковое нагружение приводит к повышению дисперсности структурных состав-

ляющих матрицы – дроблению и деформации цементитных пластин в перлите (рис. 2). В то же время заметного дробления включений графита после ультразвукового деформирования при данном увеличении не выявлено.

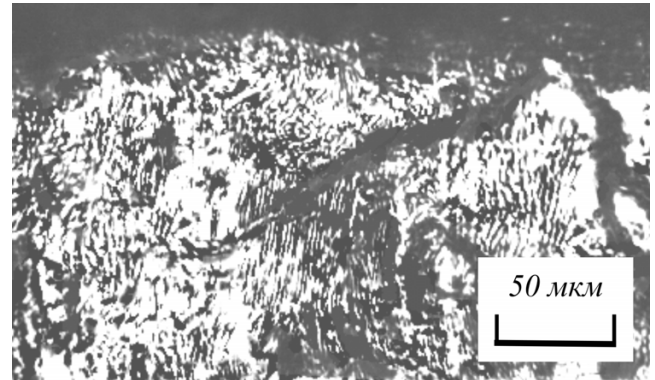


Рис. 2. Структура поверхностного слоя после ультразвукового деформирования ($P_{ст} = 250$ Н, $V = 50$ м/мин, $S = 0,08$ мм/об)

Шероховатость поверхности в результате УЗО была снижена от $Ra = 2,5$ до $Ra = 0,66$ мкм. При этом на поверхности был сформирован полностью новый регулярный микрорельеф.

Высокоскоростной поверхностный нагрев энергией низкотемпературной плазмы без оплавления поверхности позволил получить поверхностный слой толщиной 0,6 мм с микротвердостью до 7500 МПа (кривая 2 на рис. 1).

Сравнение формы и размеров включений графита до и после обработки не выявило существенных изменений. По-видимому, этот факт можно объяснить узким температурно-временным интервалом аустенитного превращения в сером чугуне, условия которого недостаточны для растворения крупных включений графита.

Анализ структуры поверхностного слоя после травления 4 %-м спиртовым раствором азотной кислоты (рис. 3) показал, что в нем можно выделить несколько зон. Во всех зонах присутствуют включения графита. Металлическая матрица в зоне I (40 мкм) образована структурами ледебурита. В зоне II (около 80 мкм) матрица имеет структуру мелкоигльчатого мартенсита. Зона III представляет собой переходный слой (60...80 мкм), состоящий из мелкоигльчатого и бесструктурного мартенсита. Зона IV имеет

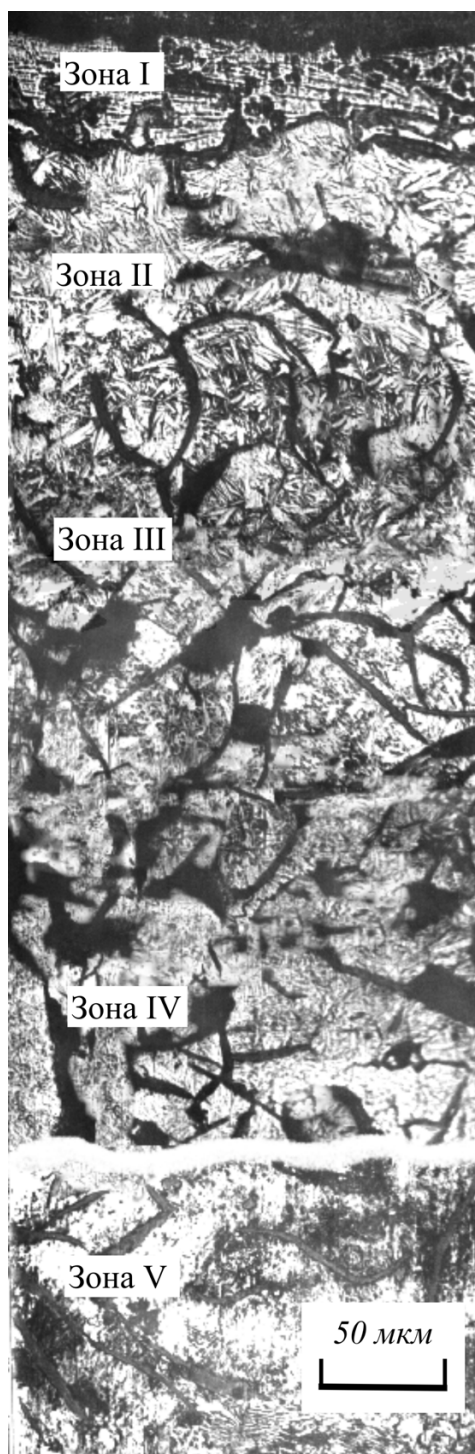


Рис. 3. Структура упрочненного слоя после плазменной закалки ($q = 3300 \text{ Вт/см}^2$, $k = 10 \text{ см}^2$, $V = 0,6 \text{ м/мин}$)

наибольшую протяженность (300 мкм) и мелкодисперсную структуру, которую по уровню твердости можно классифицировать как бесструктурный мартенсит. Зона V (100 мкм) образуется сорбитообразным слоем, твердость которого постепенно снижается, и на расстоянии 600 мкм от поверхности достигает значений, характерных для исходной структуры.

После комбинированной обработки твердость поверхности увеличилась до 9300 МПа, а толщина поверхностного слоя – до 730 мкм (кривая 3, рис. 1). При этом в структуре поверхностного слоя также можно выделить пять структурных зон. Сравнение структур поверхностного слоя, представленных на рис. 3 и 4, показало, что наибольшие отличия наблюдаются в зоне I, которая после комбинированной обработки также состоит из структур ледебурита, но имеет большие размеры (до 80 мкм) и не содержит включений графита (рис. 4). Зоны II–IV после комбинированного воздействия по структуре аналогичны соответствующим зонам после плазменной обработки, но имеют увеличенные (в среднем на 10 %) размеры и повышенные значения микротвердости по сравнению с результатами плазменного упрочнения (рис. 1).

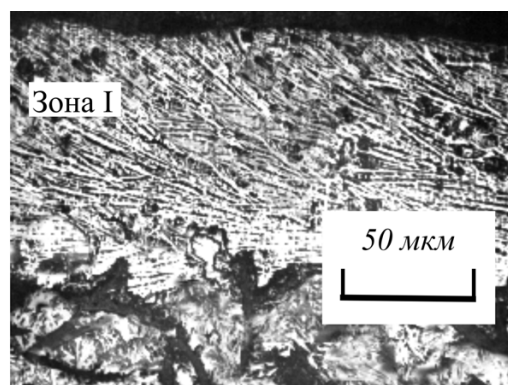


Рис. 4. Структура упрочненного слоя после комбинированной обработки ($P_{\text{ст}} = 250 \text{ Н}$; $S = 0,08 \text{ мм/об}$; $q = 3300 \text{ Вт/см}^2$, $k = 10 \text{ см}^2$, $V = 0,6 \text{ м/мин}$)

Измерение шероховатости поверхности после комбинированной обработки показало сохранение ее на уровне, созданном ультразвуковым пластическим деформированием ($Ra = 0,66 \text{ мкм}$) перед плазменным нагревом, что свидетельствует об отсутствии оплавления поверхности в процессе упрочнения.

Анализ и обсуждение результатов

При рассматриваемой схеме комбинированного воздействия ультразвуковому деформированию подвергался материал в холодном состоянии, имеющий исходную структуру

серого чугуна (перлитная матрица и включения пластинчатого графита). Используя данные работы [2], изменения в перлитной матрице серого чугуна при ультразвуковом деформировании можно рассматривать с точки зрения общего механизма поведения перлитных структур при холодной пластической деформации [3], в соответствии с которым холодная пластическая деформация металлов и сплавов сопровождается возникновением полей макроскопических упругих напряжений (1-го рода), достигающих, как показывают расчеты [4], уровня предела текучести материала. Большие изменения при деформации претерпевает карбидная фаза. Цементитные пластины деформируются, дробятся на сегменты, удлиняются в продольном и утончаются в поперечном направлении. Это может приводить к уменьшению в процессе деформации количества цементита за счет его частичного разрушения и перехода углерода в твердый раствор, где он образует сегрегации на дислокациях или весьма мелкие графитные выделения. Все эти искажения структуры повышают внутреннюю свободную энергию сплава, избыток которой может достигать величины, сопоставимой со скрытой энергией фазового перехода перлит – аустенит [5]. Столь сильное энергетическое воздействие пластической деформации на сплав может вызвать в нем изменение кинетики процессов фазовых превращений.

Выявленные отличия структуры поверхностного слоя после комбинированного воздействия (рис. 4) от структур поверхностного слоя серого чугуна после одиночного плазменного воздействия свидетельствуют об изменении кинетики фазовых превращений. Увеличение размеров структурных зон при неизменном термическом цикле указывает на понижение температур критических точек фазовых превращений, с одной стороны, и на увеличение скорости протекания процесса – с другой. Повышение плотности дислокаций в результате ультразвукового пластического деформирования [2] увеличивает число дефектных мест в решетке, на которых возможно зарождение аустенита, что приводит к уменьшению работы образования зародыша и может служить непосредственной причиной снижения температурного интервала аустенитизации. Интен-

сификация процесса может быть обусловлена также ускорением диффузии углерода по дислокационным трубкам и увеличением скорости зарождения аустенита вследствие резкого уменьшения работы образования зародыша при избытке свободной энергии (энергии наклепа), которая повышает внутреннюю свободную энергию феррито-карбидной смеси, вследствие чего может измениться положение точки фазового перехода A_{C1} . Снижение температурных интервалов аустенитизации является также следствием ускорения кинетики превращения в результате измельчения структуры материала при деформации.

Анализ влияния степени деформации на положение критических точек при скоростном нагреве [5] показывает, что эффект относительного снижения критической точки зависит от степени предварительной деформации. Главным в эффекте ускорения процесса аустенитизации в деформированном сплаве является не наличие дефектов – носителей избыточной энергии системы, а высвобождение энергии в процессе фазового превращения и ускорение зарождения и роста центров аустенита за счет избытка свободной энергии. С повышением степени деформации увеличивается общее количество запасенной при деформации энергии и количество сохранившейся к началу фазовой перекристаллизации избыточной энергии. Принимая во внимание экспоненциальный характер распределения интенсивности деформации по глубине поверхностного слоя при ультразвуковом деформировании [4], можно предположить, что связанный с ней уровень запасенной энергии будет иметь такой же характер распределения. В этом случае изменения, вносимые пластической деформацией в структуру материала, будут убывать по мере удаления от поверхности. Этим можно объяснить разницу в интенсивности увеличения размеров структурных зон, полученных при комбинированном воздействии.

Значительный вклад в формирование свойств серого чугуна вносят включения графита. Исследования структуры поверхностного слоя после ультразвукового воздействия средствами оптической микроскопии (рис. 2) не выявили изменений в размерах и форме графитных включений. Однако тот факт, что по-

сле комбинированного воздействия в структуре зоны I включения графита отсутствуют (рис. 4), свидетельствует о том, что ультразвуковое деформирование вносит изменения в структуру графитной фазы. В исходном состоянии включения графита пластинчатой формы представляют собой монокристаллы с гексагональной решеткой [6]. В работе [7] показано, что при движении дислокаций через строй частиц, имеющих пластинчатую форму, обход этих частиц затруднен тем больше, чем меньше межпластинчатое расстояние. Вследствие нагромождения дислокаций у пластинчатых частиц растут напряжения, которые сначала приводят к возникновению в них дислокационной структуры, а затем к дроблению и разориентировке отдельных монокристаллов. В этом случае первоначально крупные монокристаллы разбиваются на мелкие монокристаллики размером $100...200 \text{ \AA}$ с взаимной разориентировкой, достигающей в зависимости от деформации десятка градусов. Такая структура оказывает еще большее сопротивление прохождению дислокаций и приводит к дальнейшему росту напряжений вследствие нагромождения дислокаций у препятствий. Структура деформированного слоя (рис. 2) подтверждает соответствие поведения пластинчатого цементита при ультразвуковом воздействии этой схеме.

Включения графита можно рассматривать как более крупные пластинки с большим межпластинчатым расстоянием. Развитие деформационных процессов в матрице должно привести к возникновению дислокационных структур в графитных пластинах, к их раздроблению и при дальнейшем нагружении разориентировке отдельных блоков. Отсутствие включений графита в структуре зоны I после комбинированного воздействия в этом случае можно объяснить тем, что в результате ультразвукового деформирования происходит дробление монокристаллов графита, увеличивающее поверхность соприкосновения матрицы с графитом до уровня, достаточного для диффузионного растворения графитных включений в условиях последующего скоростного нагрева.

Повышение твердости поверхностного слоя после комбинированной обработки (см. рис. 1) указывает не только на изменение кинетики фазовых превращений, но и на образование струк-

тур с повышенным содержанием углерода. Увеличению количества углерода, содержащегося в матрице серого чугуна, будет способствовать, во-первых, ускорение фазовых превращений при скоростном нагреве за счет повышения дисперсности структуры материала при ультразвуковом воздействии; во-вторых, развитие диффузионных процессов непосредственно при пластической деформации.

При импульсном механическом нагружении железа со скоростью деформации 20 с^{-1} наблюдается резкое увеличение подвижности атомов углерода, которая превосходит скорость диффузии углерода как в стационарных изотермических условиях, так и в жидком металле [8]. При ультразвуковом нагружении с частотой $f = 20 \text{ кГц}$ время контакта деформатора не превышает $\tau = 5 \cdot 10^{-5} \text{ с}$, поэтому даже при интенсивности деформации $\varepsilon = 0,002$, принятой за границу глубины распространения очага деформации [3], скорость деформации составляет величину не менее $0,002/(5 \cdot 10^{-5}) = 40 \text{ с}^{-1} > 20 \text{ с}^{-1}$. Таким образом, в пределах очага деформации, создаваемого при ультразвуковом воздействии, создаются условия для развития процессов аномального ускорения диффузии углерода как из цементитных пластин, так и из включений графита.

Выводы

Анализ процессов формирования структуры поверхностного слоя при комбинированной обработке показывает, что ультразвуковое деформирование обеспечивает возможность формирования микрогеометрии поверхности и изменения кинетики фазовых превращений при скоростном нагреве за счет структурной подготовки материала, заключающейся в повышении дисперсности структурных элементов, увеличении уровня внутренней энергии феррито-карбидной смеси, насыщении матрицы углеродом в результате аномального ускорения диффузии.

Список литературы

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

2. *Технологические* процессы поверхностного пластического деформирования / В.Ю. Блюменштейн, С.А. Зайдес, Х.М. Рахимьянов и др.; под ред. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. – 404 с.

3. *Исхакова Г.А., Рахимьянов Х.М.* Структурная подготовка перлита ультразвуковым деформированием перед плазменной закалкой // *Электронная обработка материалов.* – 1990. – № 5. – С. 22–24.

4. *Рахимьянов Х.М., Никитин Ю.В., Исупов А.В.* Прогнозирование состояния материала в объеме очага деформации при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // *Упрочняющие технологии и покрытия.* – 2005. – № 4. – С. 41–46.

5. *Физические* основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкадеров и др. – Киев: Наукова думка, 1973. – 335 с.

6. *Бунин К.П., Таран Ю.Н.* Строение чугуна. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.

7. *Гриднев В.Н., Петров Ю.Н.* Изменение структуры при пластической деформации углеродистой стали // *Металлофизика.* – 1966. – С. 4–13.

8. *Ускоренная* диффузия в железе и титане при пластической деформации / Л.Н. Ларииков, Б.Ф. Мазанко, В.Н. Фальченко и др. // *Металлофизика.* – 1975. – С. 637–640.

The role of ultrasonic plastic deformation in surface layer structure forming at the combined processing

Kh. M. Rakhimyanov, Yu.V. Nikitin

Results of research on surface layer structure and properties are presented at the combined superficial processing on the basis of the high-energy concentrated sources of deformation and thermal influence. The analysis of mechanisms of ultrasonic plastic deformation influence on surface layer structure forming at the combined processing is made.

Keywords: a surface layer, the combined processing, ultrasonic plastic deformation.

УДК 621.983.34.014 (043.3)

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ОПЕРАЦИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТВЕРСТИЙ В ДЕТАЛЯХ ИЗ СТЕКЛОПЛАСТИКА

*Н.И. МОЗГОВОЙ, канд. техн. наук,
ст. преподаватель,
А.М. МАРКОВ, доктор техн. наук, профессор,
Я.Г. МОЗГОВАЯ, канд. техн. наук, доцент
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)*

Статья поступила 16 февраля 2012 г.

Мозговой Н.И. – 656038, Барнаул, пр. Ленина, 46, Алтайский государственный
технический университет, e-mail: nick_3@mail.ru

Рассматривается процесс автоматизации проектирования технологических решений и управления обработкой отверстий. Предложены возможные варианты повышения качества обрабатываемых отверстий в деталях из стеклопластика.

Ключевые слова: проектирование, технологический процесс, обработка отверстий, качество поверхности, стеклопластик.

В настоящее время стеклопластик является перспективным материалом в машиностроении, так как в конструкциях машин он успешно заменяет черные и цветные металлы. Широкое применение он нашел в изготовлении деталей, к которым предъявляются требования высокой прочности, стабильности размеров во времени, повышенной влагостойкости, большой ударной вязкости. Это – лопасти вертолетов, корпуса ракет, магнитопрозрачные кожухи и корпуса геофизических приборов, топливные баки, высоковольтные электроизоляторы, трубы для нефтяных и газовых скважин, телескопические шахтные стойки, трубы для сетей питьевого водоснабжения и канализации, высокопрочные антенные мачты и др.

При обработке стеклопластиков инструмент в основном изнашивается по задней поверхности, что вызывает погрешности, определяемые его физико-механическими свойствами:

- анизотропией, которая вызывает постоянные колебания силы резания;
- низкими теплопроводностью и теплостойкостью, приводящими к нагреву режущего инструмента и нарушению структуры поверхностного слоя заготовки;

- высокими упругими характеристиками, вызывающими деформацию и сжатие отверстия после извлечения сверла;

- абразивным воздействием стеклянных волокон на режущий инструмент, снижающим его стойкость.

Обработка отверстий является более сложной, чем обработка наружных поверхностей вращения, так как во многих случаях жесткость инструмента лимитируется размерами отверстия, и увеличить ее не представляется возможным; затрудняется отвод стружки; поверхность обработки менее доступна для визуального контроля. Для обеспечения качества отверстий необходимо выдерживать следующие основные параметры: допуск на диаметр; шероховатость сечения; допуск круглости; допуск профиля продольного сечения; допуски расположения отверстия относительно других отверстий и базовых поверхностей.

При обработке отверстий станочник сталкивается с рядом проблем, таких как усадка отверстия, отклонение его от круглости, что вносит свои коррективы в дальнейший маршрут обработки. Возникает необходимость внедрения в технологический процесс следующих опера-

Выходы процесса точения

Выходы (результаты работы системы)	Параметры выхода		
	Наименование	Значение	Единица измерения
1. Обработанная поверхность	1.1. Отклонение от круглости	0,2	мкм
	1.2. Шероховатость Ra	6,3	мкм
2. Стружка	2. Вид стружки	2.1. Сливная 2.2. Элементная 2.3. Сегментная	– – –
3. Процесс резания	3.1. Изображение отверстия		
	3.2. Отслоение материала	Да / нет	–
	3.3. Прижоги	Да / нет	–

ций – рассверливание, досверливание и растачивание. Для данных процессов используется режущий инструмент, такой как сверла и резцы со сменными многогранными пластинками.

Однако использование современных научно-технических достижений позволяет прогнозировать и уменьшать воздействие вредных факторов на формирование поверхности отверстия. С этой целью были проведены исследования по установлению зависимости между режимами резания и отклонением от круглости, шероховатости, а также износом режущего инструмента и определены выходные параметры процесса механической обработки (см. таблицу). Принципиальная схема автоматизированного стенда сбора и обработки информации (АССОИ) включает в себя компьютер, станок вертикально-сверлильный 2А135, фотодатчики, набор спиральных сверл, профилограф-профилометр 250 (завод «Калибр»), большой инструментальный микроскоп (БИМ1).

Предварительно был проведен поисковый эксперимент для выбора диапазона варьирования режимов резания и геометрии инструмента. Нижние значения параметров ($S = 0,1$ мм/об, $n = 68$ об/мин) выбираются из условия обеспечения производительности обработки, верхние значения параметров $n = 750$ об/мин и $S = 0,71$ мм/об ограничиваются качеством обрабатываемой поверхности. Глубина резания $t = 30$ мм ограничивается возможностью работать стандартным осевым инструментом без применения специальных приспособлений, предотвращающих его увод.

Для проведения исследований были выбраны спиральные сверла Р6М5 диаметром 9,0 мм со следующей геометрией: задний угол $\alpha = 30^\circ$, угол при вершине $2\varphi = 120^\circ$ и круглые сплошные заготовки из стеклопластика (ВМ-1) диаметром 100 и толщиной 30 мм.

После изготовления партии образцов 40 отверстий были выборочно исследованы с помощью большого инструментального микроскопа (БИМ-1) и полученные данные обработаны методами математической статистики. Параметром для контроля точности изготовления отверстий было выбрано отклонение от круглости – наибольшее расстояние от точек реального профиля до прилегающей окружности. В результате была получена следующая математическая зависимость:

$$\Delta_{\text{круг}} = 0,58 S^{2,74} v^{1,13},$$

где $\Delta_{\text{круг}}$ – отклонение от круглости; S – подача, об/мин; v – скорость вращения инструмента, м/мин.

Визуальный контроль на микроскопе позволяет получить зависимость и вносить коррективы уже после обработки в следующую партию изготовления деталей. Для оперативного предварительного контроля параметров отверстия предлагается получать изображение отверстия прямо из зоны резания в процессе механической обработки с помощью фотодатчиков, сигнал с которых поступает на компьютер, где изображения обрабатываются пакетом графических программ. Их использование позволяет автоматически выделять отверстие и получать монохромный

профиль. Точность формы определяется путем наложения двух концентрических окружностей (ГОСТ 24462-83).

Для апробации описанной методики был проведен контроль отверстий, вид одного из которых представлен на рис. 1, *а*. Далее после обработки пакетом графических программ отверстие преобразуется в монохромный вид (рис. 1, *б*), что позволяет производить расчет показателей точности, например отклонения от круглости. На рис. 2 показано соотношение реального профиля отверстия и его идеальной формы (двух концентрических окружностей). С помощью тарировочного графика определяются коэффициенты искажения и неперпендикулярности полученных изображений, а также реальные размеры отверстия.

С использованием методики планирования эксперимента была получена математическая модель, адекватность которой была проверена по критериям Фишера и Кохрена:

$$\Delta_{\text{круг}} = 0,52 S^{2,82} v^{1,20}.$$

Погрешность получения данных графическим способом не превышает 5 % от тради-

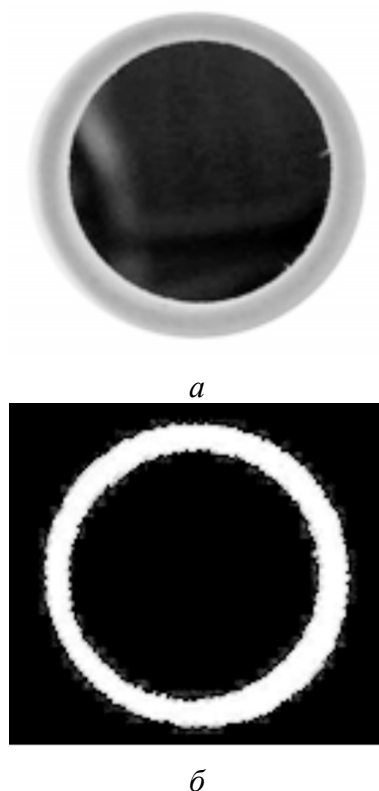


Рис. 1. Профили контролируемого отверстия: *а* – реальный профиль; *б* – монохромный профиль

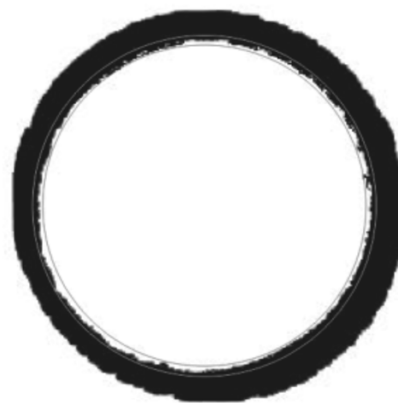


Рис. 2. Наложение двух концентрических окружностей

ционного измерения, что позволяет судить об адекватности модели. Однако преимущество последнего метода в том, что при установлении обратной связи с системой СПИД можно вносить коррективы в процесс обработки отверстий, что позволяет значительно сократить процент получения брака и вовремя совершать замену изношенного инструмента.

Качество поверхности стеклопластиков существенно влияет на различные эксплуатационные показатели изделий, в частности, на прочность, водопоглощение, поэтому следующим фактором, который контролировался, являлась шероховатость. На ее величину оказывают влияние следующие факторы – свойства обрабатываемого материала, в частности, схемы армирования стеклопластика, режимы резания, геометрические параметры режущего инструмента, износ инструмента, вид обработки, вибрации при резании и др. Учет влияния всех перечисленных факторов сложен. При обработке конкретного материала инструментом определенной геометрии на выбранном оборудовании количество факторов, определяющих уровень параметров шероховатости, можно ограничить режимами резания, степенью износа резца, геометрическими параметрами инструмента:

$$Ra = 9,88 S^{0,25} v^{0,34},$$

где Ra – шероховатость внутренней поверхности отверстия.

Правильность полученных данных проверялась по результатам исследований, проведенных в лабораторных условиях. Проводя

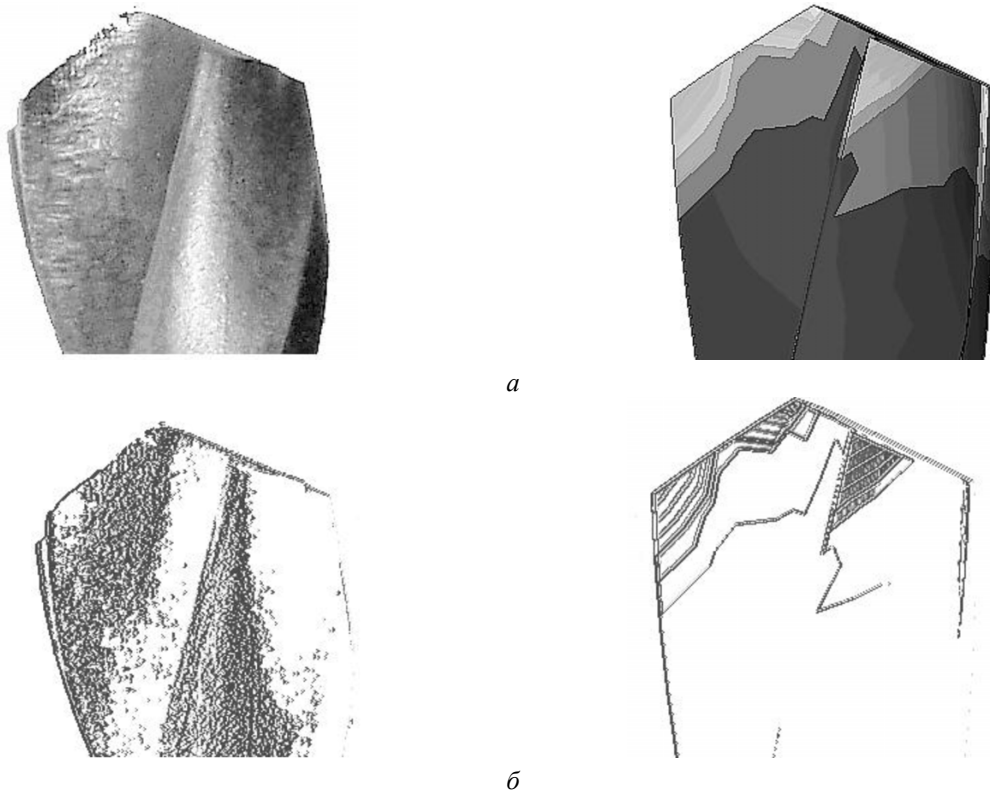


Рис. 3. Сравнение полученных результатов:

a – напряжения; *б* – интенсивность

сравнение износа инструмента, было установлено, что характерный износ по задней поверхности сверл, возникающий при обработке стеклопластиков, наблюдается как при моделировании, так и в условиях эксперимента (рис. 3). Разница в интенсивности износа, определенного по экспериментальному образцу и математической модели, связана со сделанными допущениями.

Изучение характера структуры обрабатываемого материала является необходимым условием получения правильного представления о механизме износа режущих инструментов. В микроструктуре стеклопластиков отчетливо видны стекловолокна и промежутки между ними, заполненные связующим. Прочностные характеристики связующего по сравнению со стекловолокном меньше примерно в 30 раз. Стекловолокнам, как и стеклу, присущи высокие истирающие свойства. Из-за чередования стекловолокон и пустот, заполненных связующим, воздействие стеклопластика на материал сверла будет подобно работе инструмента, имеющего огромное количество режущих кромок, т. е. шлифовальному кругу. Отсюда следует один

из типичных случаев абразивного износа, который сводится к большому числу элементарных процессов царапания.

По наблюдениям интенсивность абразивного воздействия пластика на материал инструмента в основном зависит от вида стеклонаполнителя и его процентного содержания. На материал инструмента наиболее интенсивно воздействуют пластики, имеющие в качестве наполнителя стекловолокно.

В отдельных случаях содержание стекловолокна влияет на истирающую способность пластика в большей степени, чем характер наполнителя.

С учетом этого в процессе обработки данных была установлена зависимость износа режущей кромки инструмента от режимов резания:

$$l_{\text{изн}} = 0,43 S^{2,35} v^{1,20},$$

где $l_{\text{изн}}$ – длина износа по задней поверхности сверла.

В результате проведенных исследований была разработана методика проектирования маршрута обработки отверстий в деталях из стеклопластика и построен алгоритм автома-

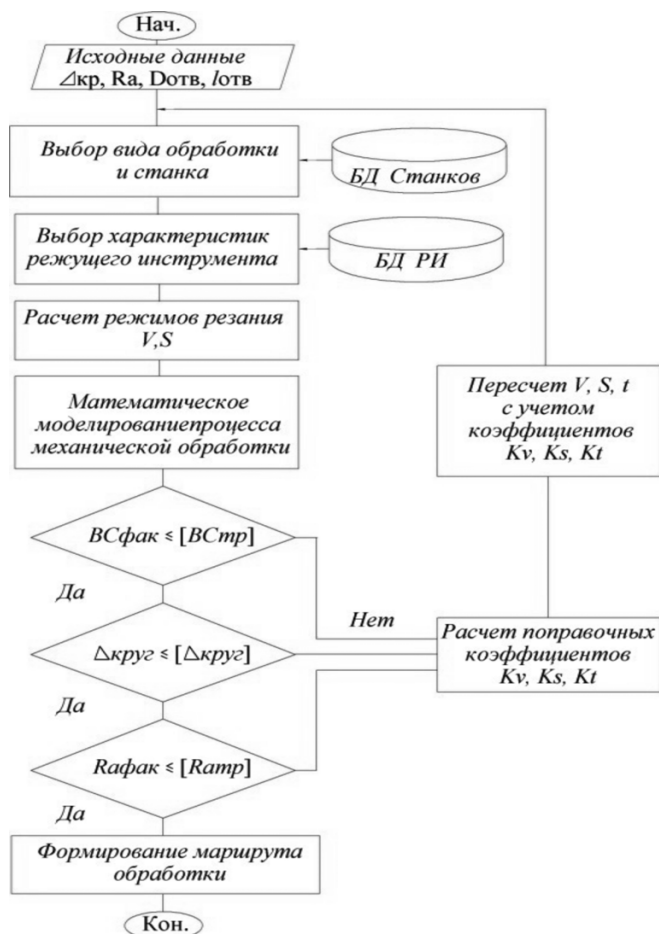


Рис. 4. Алгоритм автоматизированной системы выбора характеристик инструмента и режимов резания и формирования маршрута обработки

тизированного проектирования операций обработки (рис. 4), позволяющий выбрать оборудование и назначить рациональные режимы обработки в зависимости от требуемых показателей качества обработанной поверхности,

а также управлять процессом стружкообразования для снижения воздействия на человека и окружающую среду вредных производственных факторов [1, 2].

Предложенный алгоритм позволяет сформировать маршрут обработки отверстий в деталях из стеклопластика и повысить производительность механической обработки за счет оптимизации процесса проектирования технологической операции для деталей из стеклопластика [3], а также применения новых технологических решений, направленных на повышение эффективности процесса изготовления отверстия в заготовках из этих материалов, и уменьшения процента брака.

Список литературы

1. Режимы резания при механической обработке стеклопластика (РРМОС): свидетельство об официальной регистрации базы данных № 2007620118 / Н.И. Мозговой, Е.Б. Бондарь, А.М. Марков, М.В. Доц. – 2007620030; заявл. 29.01.07; зарегистрировано 22.03.07.
2. Мозговой Н.И. Моделирование процесса сверления стеклопластиков в среде Cosmosworks / Н.И. Мозговой, А.М. Марков, П.В. Лебедев // Обработка металлов. – 2007. – № 4. – С. 19–23.
3. Мозговой Н.И. Исследование процесса формирования показателей качества отверстий в деталях из стеклопластика / Н.И. Мозговой, А.М. Марков // Ползуновский вестник. – 2009. – № 2. – С. 23–27.

Design of manufacturing operations, the holes in the details made of composites

N.I. Mozgovoy, A.M. Markov, Y.G. Mozgovaya

The article discusses how to automate the design decisions and managing the processing of holes. Proposed options to improve the quality of processed holes in fiberglass are offered.

Key words: design, process, processing of holes, surface quality, composites.

ОЦЕНКА ИЗНОСА ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

*Ж.В. СИМСИВЕ¹, канд. техн. наук, доцент,
 А.В. КУТЫШКИН², доктор техн. наук, профессор,
 Д.Ц. СИМСИВЕ², аспирант
<sup>(¹РИИ (филиал) АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Рубцовск
²НГТУ, г. Новосибирск)</sup>*

Статья поступила 6 февраля 2012 года

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

Предложена комбинированная модель адгезионного и диффузионного изнашивания передней поверхности твердосплавного режущего инструмента при точении конструкционных сталей. Представлены результаты расчета износа режущего инструмента в сравнении с результатами экспериментальных исследований, опубликованных в открытой печати.

Ключевые слова: износ режущего инструмента, износ передней поверхности режущего инструмента, диффузионный износ, адгезионный износ, механическая обработка.

Износ передней поверхности режущей части инструмента при точении на разных скоростях характеризуется образованием лунки износа. Основными источниками возникновения данного вида износа являются процессы абразивного, адгезионного и диффузионного изнашивания. В настоящее время количественные оценки указанного вида износа режущей части инструмента осуществляются с использованием эмпирических и полуэмпирических моделей, построенных на основании статистической обработки данных экспериментальных исследований и данных эксплуатации инструмента в производстве [1,2].

Несмотря на то что подобные модели получили достаточно широкое распространение, они обладают рядом недостатков, среди которых наиболее существенными являются необходимость проведения предварительных экспериментальных исследований износа режущего инструмента и дополнительное обоснование возможности применения полученных моделей для условий эксплуатации, отличных от проведенных экспериментов.

Более перспективным направлением, по мнению авторов, является разработка расчетно-

аналитических моделей, которые учитывают физико-механические особенности процессов износа режущего инструмента.

В настоящей статье предлагается комбинированная модель износа передней поверхности режущей части инструмента, учитывающая влияние процессов адгезионного и диффузионного изнашивания. В качестве допущения предлагается пренебречь влиянием на образование лунки износа процесса абразивного изнашивания. Наряду с этим при разработке данной модели были приняты следующие допущения. Материалы обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента (материал инструмента) являются однородными, изотропными, жесткопластичными. Процесс резания считается установившимся, осуществляется с постоянной скоростью, колебания глубины резания отсутствуют, динамические колебания режущего инструмента не учитываются. Значение коэффициента трения μ на передней поверхности режущей части инструмента постоянно в течение времени обработки T . Основные механические характеристики слоев материалов обрабатываемой заготовки,



контактирующих с передней поверхностью режущей части инструмента, зависят от распределения температур вблизи этой поверхности $\Theta_{пj}$, которое определяется по методике, изложенной в работе [3]. Напряженное состояние режущей части инструмента считается плосконапряженным. Нормальные и касательные напряжения, возникающие в процессе резания на рассматриваемой поверхности режущей части инструмента, рассчитываются, в свою очередь, по методике, представленной в работах [4 и 5]. Материал режущей части инструмента состоит из I компонентов ($i = 1, \dots, I$) с размером зерна Δ . Эти компоненты диффундируют в материал обрабатываемой заготовки независимо друг от друга. Коэффициенты диффузии компонентов материала инструмента в материал заготовки зависят только от температуры и постоянны в течение времени T . Механические свойства материала инструмента зависят от распределения температур $\Theta_{пj}$, процентного содержания (концентрации) его компонентов α_i и величины зерна Δ .

Механизм адгезионного изнашивания поверхностей режущей части инструмента связан с образованием и последующим разрушением адгезионных металлических связей (АМС) между материалами обрабатываемой заготовки и режущей части инструмента в пределах участков их взаимного скользящего контакта $l_{пj}$. Процесс диффузионного изнашивания характеризуется диффузией компонентов материала режущей части инструмента в материал обрабатываемой заготовки (стружку), развивающейся также в пределах участка $l_{пj}$.

Будем считать, что активизация процессов адгезионного и диффузионного изнашивания обусловлена преимущественно пластической деформацией элементарных объемов материала обрабатываемой заготовки, контактирующих с рассматриваемой поверхностью режущей части инструмента на участке $l_{пj}$ [6]:

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

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

Разобьем участок $l_{пj}$ на элементарные площадки l_j ($j = 1, \dots, J$). Критерием разбиения является постоянство температуры $\Theta_{пj}$ на участке l_j .

Рассмотрим элементарный отрезок времени τ_m обработки заготовки $\left(T = \sum_{m=1}^M \tau_m \right)$. Будем

считать, что в течение τ_m механические свойства материала инструмента постоянны и зависят от температуры $\Theta_{пj}$, а также концентрации его компонентов α_{ij} в пределах площадки l_j , которая принимается также постоянной: $\alpha_{ij}(\tau_m, \Theta_{пj}) = \text{const}$.

Объем материала инструмента $dQ_{Aj}(\tau_m)$, удаляемый с элементарной площадки l_j за отрезок времени τ_m , вследствие активации процесса адгезионного изнашивания, определяется зависимостью [7]

$$dQ_{Aj}(\tau_m) = \frac{v}{\xi} \delta p_{1j} p_{2j} l_j \tau_m, \quad (2)$$

где v – скорость резания; δ – толщина зоны разрушения АМС в инструменте, принимаемая равной толщине полос скольжения в металлах и инструментальных материалах; p_{1j} – вероятность активизации процессов адгезионного и диффузионного изнашивания; p_{2j} – вероятность смещения зоны разрушения АМС в материал инструмента.

Вероятность p_{1j} предлагается определять следующим выражением [7]:

$$p_{1j} = (1 + q_{Kj} / q_{пj})^{-1}, \quad (3)$$

где $q_{пj}$ – нормальное давление на площадке l_j передней поверхности режущего инструмента; q_{Kj} – среднее нормальное давление, необходимое для полного пластического смятия микронеровностей материала обрабатываемой заготовки на этой же площадке [8]:

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

где $\sigma_{-виj}(\alpha_{ij}(\tau_m), \Theta_{пj})$ – предел прочности на сжатие материала инструмента при температуре $\Theta_{пj}$ и концентрации его компонентов α_{ij} в течение отрезка времени τ_m .

Нормальные давления $q_{п}$, действующие на передней площадке режущей части инструмента, рассчитываются методом конечных элементов с учетом термических напряжений, возникающих вследствие нагрева до температуры $\Theta_{п}$ слоев материала инструмента, прилегающих к этой поверхности [7].

Величина p_{2j} , в свою очередь, определяется выражениями [7]

$$p_{2j} = (1 + \sigma_{smj}^2(\Theta_{пj}) / \sigma_{sij}^2(\alpha_{ij}(\tau_m), \Theta_{пj}))^{-1} \cdot \sigma_{sij}(\alpha_{ij}(\tau_m), \Theta_{пj}) \cong (0,7 \dots 0,8) \sigma_{ij}(\alpha_{ij}(\tau_m), \Theta_{пj}). \quad (5)$$

Здесь $\sigma_{smj}(\Theta_{пj})$ – напряжения текучести материала обрабатываемой заготовки вблизи площадки l_j при температуре $\Theta_{пj}$; $\sigma_{sij}(\alpha_{ij}(\tau_m), \Theta_{пj})$, $\sigma_{ij}(\alpha_{ij}(\tau_m), \Theta_{пj})$ – напряжение текучести и предел прочности при изгибе материала инструмента при температуре $\Theta_{пj}$ и концентрации его компонентов α_{ij} в течение отрезка времени τ_m .

Массу i -го компонента материала режущей части инструмента, которая продиффундирует с площади $s_j = bl_j$ за отрезок времени τ_m предлагается оценивать зависимостью [6]

$$M_{ij}(\tau_m) = p_{ij} \frac{2}{\sqrt{\pi}} b \frac{c_0 \sqrt{D_i(\Theta_{пj})} l_j \nu}{\sqrt{\xi}} \tau_m, \quad b = \frac{t}{\sin \varphi \cos \lambda}. \quad (6)$$

Здесь $D_i(\Theta_{пj})$ – коэффициент диффузии i -го компонента материала инструмента в стружку при температуре $\Theta_{пj}$; c_0 – предел насыщения стружки продиффундировавшими компонентами материала инструмента; b – ширина срезаемого слоя; λ – угол наклона главной режущей кромки инструмента.

В качестве допущения, так же как и в работе [6], примем, что диффузия i -го компонента происходит из объема материала инструмента, по форме близкого к параллелепипеду, с основанием s_j и высотой h_{ij} , характеризующей толщину слоя материала инструмента (глубину диффузии), из которого продиффундировал в

стружку этот компонент, определяемой выражением

$$h_{ij} = \frac{M_{ij}(\tau_m)}{\rho_i s_j} \frac{100}{\alpha_{ij}(\tau_m)}, \quad (7)$$

где ρ_i – плотность i -го компонента.

У достаточно большого количества современных многокомпонентных инструментальных материалов определенная совокупность компонентов выполняет роль удерживающей связки. Разрушение или существенное снижение ее свойств, включая механические характеристики, независимо от его источника приводит к «выносу/удалению» из инструментального материала его остальных компонентов. Поэтому необходимо сопоставить максимальное значение толщины слоя материала инструмента, из которого произошла диффузия в стружку его компонен-

тов, $h_{\max j} = \max_{i=1}^I(h_{ij})$ с величиной зерна Δ , что

позволит сделать заключение о степени разрушения связки инструментального материала вследствие диффузионного изнашивания и в конечном итоге о величине диффузионного износа в целом. В общем случае возможны следующие соотношения между $h_{\max j}$ и Δ .

1. $h_{\max j} > \Delta$. В этом случае предлагается считать, что все компоненты материала инструмента удаляются из слоя толщиной Δ : $h_{\text{диф}j} = \Delta$.

2. $h_{\max j} > (0,6 \dots 0,7)\Delta$. В этом случае также предлагается считать, что все компоненты материала инструмента удаляются из слоя толщиной Δ – часть из-за диффузии в стружку, а часть вследствие существенного снижения свойств связки удерживать компоненты материала: $h_{\text{диф}j} = \Delta$.

3. $h_{\max j} < 0,6\Delta$. В этом случае предлагается считать, что глубина диффузионного износа будет определяться следующим образом:

$$h_{\text{диф}j} = \min_{i=1}^I(h_{ij}).$$

На основании значения $h_{\text{диф}j}$ находим объем материала инструмента $dQ_{dj}(\tau_m)$, который удаляется вследствие диффузии его компонентов с площадки s_j за отрезок времени τ_m :

$$dQ_{dj}(\tau_m) = h_{\text{диф}j} s_j p_{Ij}. \quad (8)$$

Поскольку процессы адгезионного и диффузионного изнашивания протекают одновременно, то объем материала инструмента $dQ_{изн\ j}(\tau_m)$, удаляемый с рассматриваемой площадки за отрезок времени τ_m , предлагается оценивать выражением

$$dQ_{изн\ j}(\tau_m) = \max(dQ_{д\ j}(\tau_m), dQ_{А\ j}(\tau_m)) \quad (9)$$

В том случае, если $dQ_{изн\ j}(\tau_m) = dQ_{д\ j}(\tau_m)$ и реализуются соотношения пп. 1, 3, то необходимо оценить изменение $\alpha_{ij}(\tau_m)$, которое возможно к окончанию отрезка времени τ_m в слоях материала инструмента \tilde{h}_{ij} , величину которых можно определить следующим выражением:

$$\tilde{h}_{ij} = h_{ij} - \frac{dQ_{изн\ j}(\tau_m)}{s_j} \quad (10)$$

Это обусловлено тем, что, как отмечалось ранее, $\alpha_{ij}(\tau_m)$ влияет на значения механических свойств материала инструмента ($\sigma_{-ви\ j}$, $\sigma_{и\ j}$). Различия в изменениях $\alpha_{ij}(\tau_m)$ обусловлены различной скоростью диффузии компонентов материала инструмента, зависящей от значений $D_i(\Theta_{Пj})$.

Для оценки концентрации компонентов материала инструмента $\alpha_{ij}(\tau_{m+1})$, которая может сформироваться к началу следующего элементарного отрезка времени обработки заготовки τ_{m+1} , предлагается использовать следующую зависимость:

$$\alpha_{ij}(\tau_{m+1}) = \frac{M_{ij}(\tau_m) - dQ_{изн\ j}(\tau_m)\rho_i\alpha_{ij}(\tau_m)}{\rho_{инстр} s_j \tilde{h}_{ij}} \quad (11)$$

На основании значений $\alpha_{ij}(\tau_{m+1})$ определяют для отрезка времени τ_{m+1} величины $\sigma_{-ви\ j}$, $\sigma_{и\ j}$, например по данным работы [9], используемые для оценки величины $dQ_{А\ j}$ (2).

Учитывая ранее принятые допущения о постоянстве в течение отрезка времени τ_m величин $\alpha_{ij}(\tau_m)$ и, как следствие, постоянство величин $\sigma_{-ви\ j}$, $\sigma_{и\ j}$, p_{1j} , p_{2j} в пределах участка l_j , можно записать выражение для оценки общего объема материала инструмента, удаляемого с его передней поверхности за все время обработки T :

$$Q_{П} = \sum_{j=1}^J \sum_{m=1}^M dQ_{изн\ j}(\tau_m) \quad (12)$$

где $dQ_{изн\ j}(\tau_m)$ – определяется зависимостью (9).

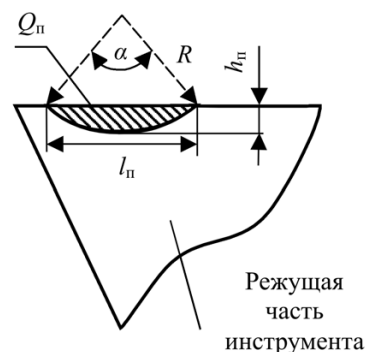
Из геометрических соображений (см. рисунок) величину $Q_{П}$ можно оценить следующим выражением:

$$Q_{П} = bS, \quad (13)$$

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

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

Приравнявая выражения (12) и (13), можно определить величину $h_{П}$ при заданном времени обработки заготовки T .



Модель режущей части инструмента

Апробация разработанной модели осуществлялась на данных работы [10]. В этой работе представлены как результаты экспериментальных исследований, так и количественные оценки величины $h_{П}$ (в работе она обозначена, как K_T), полученные на основе разработанной авторами этой работы модели износа передней поверхности режущей части инструмента. Эксперименты проводились по обработке прутка стали AISI 1045 (сталь 45) диаметром 100 мм инструментом с режущей частью из твердого сплава ISO P40 ($\alpha = 7^\circ$, $\gamma = 0^\circ$, радиус закругления вершины реза 0,8 мм). В таблице совместно приведены экспериментальные и расчетные данные работы [10], а также расчетные величины глубины лунки износа $h_{П}$, полученные авторами с использованием представленной в данной статье модели. В столбцах 4 и 6 таблицы приведены значения относительной ошибки между экспериментальными данными и расчетными значениями величины $h_{П}$, приведенными в работе [9], ϵ_1 и полученными авторами ϵ_2 .

Экспериментальные и расчетные данные

Данные работы [10]			ε_1	Данные авторов	ε_2
T , мин	$h_{\text{п}}$ (эксперимент), мм	$h_{\text{п}}$ (расчетные), мм		$h_{\text{п}}$ (расчетные), мм	
$v = 150$ м/мин, $s = 0,17$ мм/об., $t = 1,5$ мм					
1	0,027	0,023	0,148	0,026	0,037
2	0,038	0,04	-0,053	0,037	0,026
3	0,074	0,076	-0,027	0,069	0,068
6	0,095	0,091	0,042	0,09	0,053
Средняя относительная ошибка			0,028		0,046
Среднеквадратическое отклонение значения относительной ошибки			0,090		0,018
$v = 160$ м/мин, $s = 0,25$ мм/об., $t = 1,5$ мм					
1	0,02	0,025	-0,250	0,0182	0,090
2	0,048	0,049	-0,021	0,0479	0,002
3	0,099	0,093	0,061	0,088	0,111
6	0,11	0,116	-0,055	0,106	0,036
Средняя относительная ошибка			-0,066		0,060
Среднеквадратическое отклонение значения относительной ошибки			0,132		0,050
$v = 190$ м/мин, $s = 0,18$ мм/об., $t = 1,5$ мм					
1	0,042	0,069	-0,643	0,042	0,000
2	0,076	0,082	-0,079	0,068	0,105
3	0,092	0,099	-0,076	0,097	
6	0,132	0,12	0,091	0,118	0,106
Средняя относительная ошибка			-0,177		0,039
Среднеквадратическое отклонение значения относительной ошибки			0,321		0,080

В таблице приведены также значения средней относительной ошибки и ее среднеквадратического отклонения. Эти показатели позволяют сделать вывод о том, насколько предложенная в статье модель износа передней поверхности режущей части инструмента точнее модели работы [10]. Для всех трех режимов обработки среднеквадратическое отклонение величины ε_2 существенно меньше этого показателя для величины ε_1 . Это говорит о том, что разработанная модель дает более «устойчивые» оценки величины $h_{\text{п}}$ на различных режимах механообработки. Средние же значения относительной ошибки по

абсолютной величине также имеют меньшие значения для двух режимов механообработки. Таким образом, представленная в статье модель позволяет осуществлять прогнозирование износа передней поверхности режущей части инструмента с учетом процессов адгезионного и диффузионного изнашивания.

Список литературы

1. Patil R.Y. Cutting Tool Wear-Mechanisms// Journal of Sci., Eng. & Tech. Mgt. v. 2(1), January 2010, pp. 36 – 42.



2. *Arsecularatnea J.A., Zhanga L.C., Montross C.* Wear and tool life of tungsten carbide, PCBN and PCD cutting tools// *Int. J. of Machine Tools & Manufacture*. V. 46. – 2006, pp. 482–491.

3. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю., Савкин А.И.* Разработка новой теории тепловых процессов резания. Определение температурных полей и контактных температур при резании материалов. Часть 2 // *Вестник машиностроения*. – 2011. – № 4. – С. 73–80.

4. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю.* Разработка новой теории резания. Определение кинематического, напряженного и деформированного состояния обрабатываемой заготовки// *Вестник машиностроения*. – 2008. – № 5. – С. 61–70.

5. *Воронцов А.Л., Султан-Заде Н.М., Албагачиев А.Ю.* Разработка новой теории резания. Определение основных параметров процесса резания // *Вестник машиностроения*. – 2008. – № 6. – С. 64–70.

6. *Лоладзе Т.Н.* Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.

7. *Симсиве Ж.В., Кутышкин А.В., Симсиве Д.Ц.* Оценка износа режущего инструмента при высокоскоростной механической обработке // *Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты*. – 2011. – № 3[52]. – С. 23–26.

8. *Степанский Л.Г.* Прогнозирование надежности деформирующего инструмента: учеб. пособие. – М.: МГТУ «Станкин». – 1995. – 99 с.

9. *Металлообрабатывающий* твердосплавный инструмент: справочник / В.С. Самойлов, Э.Ф. Эйхманис, В.А. Фальковский и др.; редкол.: И.А. Ординарцев (пред.) и др. – М.: Машиностроение, 1988. – 368 с.

10. *Attanasio A., Ceretti E., Rizzuti S., Umbrello D., Micari F.* 3D Finite Element Analysis of Tool Wear in Machining // *Annals of CIRP*. – 2008. – V. 57/1. – PP. 61–64.

Estimation of the tool crater wear of the cutting tool with carbide cutting inserts in turning

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

In article the combined model of adhesive and diffusion crater wear of the cutting tool with carbide cutting inserts is offered at turning constructional steels. The calculated wear of cutting tools in comparison with the results of experimental studies published in the press is shown.

Key words: wear of the cutting tool, crater wear of the cutting tool, adhesion wear, diffusion wear, turning.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСУЩЕЙ СИСТЕМЫ ТЯЖЕЛОГО ПОВОРОТНО-ПОДВИЖНОГО СТОЛА

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

Статья поступила 15 ноября 2011 года

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

Исследуются детерминированные и статистические модели несущих конструкций тяжелого поворотного подвижного стола, входящего в состав тяжелого многоцелевого станка, без учета и с учетом жесткости обрабатываемой детали. В расчетах используется интегрированная работа метода конечных элементов и методов оптимизации.

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

Введение

За последние десятилетия станки колонкового типа (рис. 1) получили широкое распространение вследствие технологической способности обрабатывать деталь со всех сторон. Поворот детали в ранних моделях станков осуществлялся цеховым краном, при этом на установку детали для обработки с одной стороны требуется 0,5 ... 3 ч. В большинстве случаев

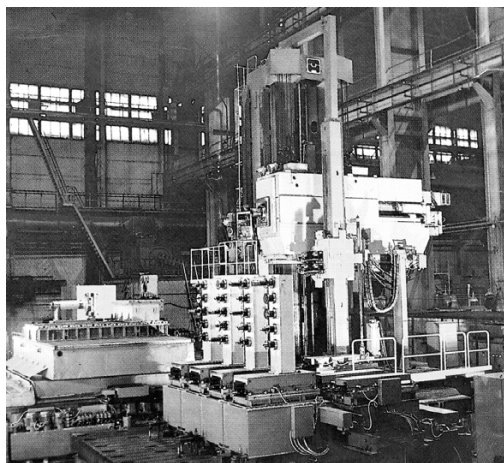


Рис. 1. Тяжелый многоцелевой станок в составе: специальный фрезерно-расточный станок, поворотный стол, механизм смены оправок, система кассет и др.

обработка поверхностей одной стороны детали выполняется за время, меньшее длительности смены, что приводит к насыщенности крановых операций и снижению производительности. Применение поворотных-подвижных столов (рис. 2) позволяет устранить указанные недостатки. Деталь устанавливается на поворотную часть (паллету) стола, и необходимая точность ее положения относительно станка обеспечивается разворотом поворотной части.

На тяжелых колонковых станках наиболее часто обрабатываются корпусные детали машин. Габариты таких деталей по мере развития



Рис. 2. Поворотный-подвижный стол

техники претерпели существенные изменения. Первоначально габариты деталей не превышали размеров железнодорожной платформы, а точность геометрии поверхностей и их взаимного расположения обеспечивалась на стадии сборки машины ручными пригоночными операциями. Это накладывало определенные ограничения на допустимые деформации корпусов столов, а в качестве расчетной схемы, например для корпуса поворотной части (паллеты), применялась многоопорная балка (рис. 3) с расчетом жесткости методами сопротивления материалов [1, 2].

С увеличением рабочих параметров машин (единичной мощности, давлений, температуры, нагрузок) происходило увеличение габаритов и повышение точности изготовления корпусных деталей, что, в свою очередь, вызвало увеличение установочной поверхности поворотных столов, их грузоподъемности и одновременно уменьшение допускаемых деформаций корпусных конструкций столов от действия веса обрабатываемых деталей. В этих условиях возникает необходимость и повышается значимость обоснования прочности, жесткости и других критериев работоспособности поворотных столов.

Частично предъявляемые повышенные требования к конструкции поворотных столов удовлетворяются конструктивными решениями, направленными на обеспечение симметрии схем нагружения, увеличение размеров опорных пло-

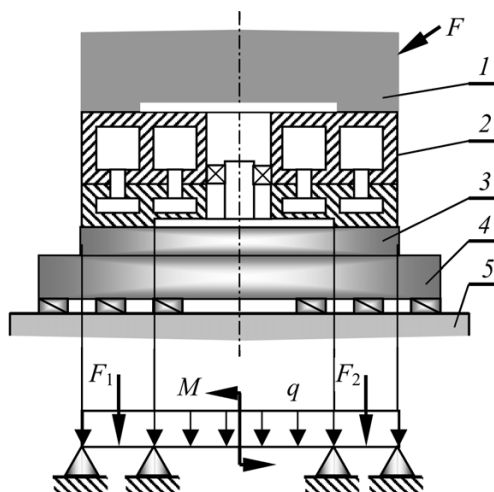


Рис. 3. Расчетная схема корпуса поворотной части (паллеты) при расчете методами сопротивления материалов:

- 1 – обрабатываемая деталь; 2 – паллета;
3 – сани; 4 – станина; 5 – фундамент

скостей, уменьшение расстояния между опорами, но в большей степени – за счет многократного увеличения моментов инерции поперечного сечения, т.е. габаритов и массы.

Постановка задачи

Изменение положения в пространстве любой точки обрабатываемой детали, установленной на поворотно-подвижном столе, 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 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. 4) 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 продольные и поперечные ребра прямоугольного поперечного сечения. Корпус паллеты опирается на направляющие саней кольцевого поперечного сечения (внешний диаметр 3,6 м). Основ-

ные параметры серийной паллеты рассчитаны в конструкторском бюро на основе технического расчета [1].

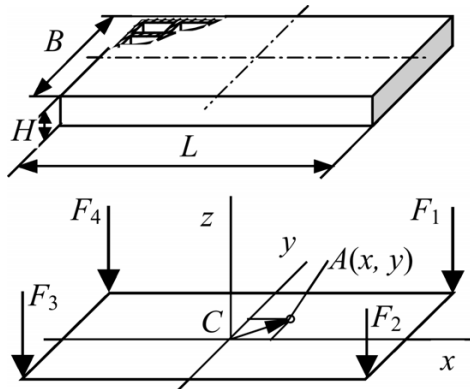


Рис. 4. Паллета и расчетная схема ее поверхности

Расчетная схема паллеты строится на основе следующих положений.

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

Паллета опирается на жесткие круговые направляющие саней стола.

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.

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. 4) смещен в плоскости xu относительно оси поворота стола на $1/20$ длины и $1/30$ ширины паллеты; это – наибольшее значение эксцентриситета, установленное на основе анализа конфигураций встречающихся на практике крупногабаритных деталей.

Детерминированная модель

Координаты точки A приложения результирующей нагрузки в этом случае:

$$x = L/20 = 5,6/20 = 0,28 \text{ м}, \quad y = B/30 = 3,6/30 = 0,12 \text{ м}.$$

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

Задача оптимального проектирования паллеты 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:

на перемещения	$\psi_1 = 1 - \delta / [\delta] \geq 0,$
напряжения	$\psi_2 = 1 - \sigma_{\text{экр}} / [\sigma] \geq 0,$
устойчивость	$\psi_3 = 1 - n\sigma / \sigma_{\text{кр}} \geq 0,$
частоту	$\psi_4 = p_1 / [p_1] - 1 \geq 0$
переменные	
проектирования	$\psi_5 = 1 - V_i \geq 0, i = 1, \dots, k,$
	$\psi_6 = 1 - V_j \geq 0, j = 1, \dots, m,$

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; $\sigma_{\text{экр}}, [\sigma] = 100 \text{ МПа}$ – 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 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 $4 \cdot 10^{-5} \text{ м}$).

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
МКЭ	60,0	30,0	20,0	60,0	0,427	24,40
Исходный для оптимизации	70,0	40,0	40,0	70,0	–	–
Оптимальный	29,0	36,3	36,3	69,5	0,452	24,59

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 получено безусловной минимизацией функции (3) для убывающей последовательности значений параметра r методом Давидона–Флетчера–Пауэлла [3].

На рис. 5 показано деформированное состояние паллеты, в табл. 1 приведены результаты расчетов только методом конечных элементов (МКЭ) путем ограниченного перебора вариантов и МКЭ совместно с методами оптимизации. В результате оптимального проектирования масса паллеты уменьшилась на 35,5 % по сравне-

нию с серийным вариантом, что практически совпадает с результатом, полученным при расчете только МКЭ. Различие лишь в размерах элементов, что связано, по-видимому, с разной чувствительностью переменных проектирования при оптимальном поиске. Для оптимальной паллеты наибольшие напряжения составили 13,4 МПа, невязка по критерию жесткости равна 0,65 %. Значения первых трех собственных частот паллеты приведены в табл. 2. Видно, что низшая собственная частота паллеты превосходит частоту вынужденных колебаний (от вращения шпинделя) почти в 9 раз, что подтверждает правомерность введения ограничения только по первой собственной частоте.

Таблица 2

Спектр собственных частот оптимальной паллеты

Форма колебаний	Частота, Гц		
	ось x	ось y	ось z
1	269,2	272,2	88,6
2	283,2	294,5	192,0
3	306,8	526,1	268,2

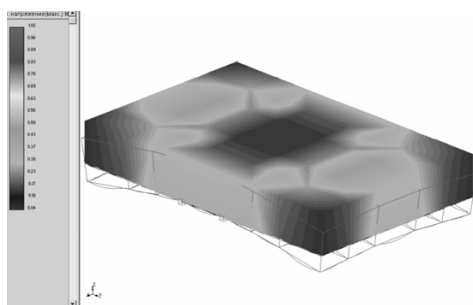


Рис. 5. Деформированное состояние паллеты

Анализ чувствительности. Для оценки влияния ограничений задачи (2) на переменные проектирования исследуем поведение вариации переменных проектирования в окрестности оптимального решения. С этой целью зафиксируем все переменные проектирования, кроме одной, и исследуем изменение перемещений, напряжений, частоты. Принимаем изменение параметра на $\pm 25\%$ вследствие возможности его округления для практического использования. Очередность изменения переменных проекти-

Результаты анализа чувствительности

Переменные проектирования	Чувствительность ограничений, %			
	перемещения	напряжения	устойчивости	частоты
Толщина боковых и внутренних стенок (0,0363 м)	73,4	54,6	51,5	5,4
Толщина верхней плиты (0,029 м)	16,7	4,9	8,2	85,8
Толщина ребра (0,0695 м)	15,2	10,4	25,1	0,2

рования приведена в табл. 3. Изменение ограничений определялось по отношению к наименьшему значению соответствующего ограничения при варьировании переменной проектирования от -25 до $+25$ %, т. е.

$$[(\Psi_{+25\%} - \Psi_{-25\%}) / \Psi_{\min}] 100 \%,$$

где

$$\Psi_{\min} = \begin{cases} \Psi_{+25\%}, & \text{если } \Psi_{+25\%} < \Psi_{-25\%}; \\ \Psi_{-25\%}, & \text{если } \Psi_{+25\%} > \Psi_{-25\%}. \end{cases}$$

Анализ чувствительности показывает, что если бы требовалось улучшение проекта паллеты по собственной частоте, то наилучшего результата в этом направлении можно достигнуть путем варьирования толщины верхней плиты. В других случаях лучшие результаты получаются при вариациях толщины боковых и внутренних стенок. Используя информацию о чувствительности проекта, конструктор может систематически проводить анализ конструкции и улучшать проект. Полученные результаты подтверждают превалирование критерия жесткости над другими критериями, что позволяет при оптимальном проектировании несущих конструкций станков основной поиск вести по критерию жесткости, а по остальным критериям осуществлять лишь проверку их выполнения на заключительных стадиях оптимального поиска.

Вероятностная модель

В расчетной практике наибольшее распространение получили детерминированные математические модели. Однако изменение в пространстве положения любой точки обраба-

тываемой детали, установленной на столе, зависит от ряда факторов, в частности от положения центра тяжести детали относительно оси поворота стола. Из-за возможных эксплуатационных ошибок (например, неправильная установка детали на столе, нарушение правил эксплуатации) несовпадение центра тяжести детали с осью поворота стола носит статистический характер. Получаемый при этом эксцентриситет e может рассматриваться как нормально распределенная величина с математическим ожиданием $m = 0$.

Координаты (x, y) точки A (см. рис. 4) фактического приложения результирующей нагрузки от веса детали образуют систему двух случайных величин, для которых плотность нормального распределения выражается формулой [4]

$$f(x, y) = \frac{1}{2\pi\sigma_x\sigma_y\sqrt{1-r^2}} \times \exp\left\{-\frac{1}{2(1-r^2)} \times \left[\frac{(x-m_x)^2}{\sigma_x^2} - \frac{2r(x-m_x)(y-m_y)}{\sigma_x\sigma_y} + \frac{(y-m_y)^2}{\sigma_y^2}\right]\right\}. \quad (4)$$

Для прямоугольной области характерно эллиптическое распределение эксцентриситета, т. е. образуется эллипс рассеивания, имеющий большую a и малую b полуоси. Полагая, что полуоси эллипса совпадают с координатными осями, начало координат т. C – с центром рассеивания, а случайные величины x, y независимы, формула (4) принимает следующий вид:

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



Результаты расчета по трем моделям

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

Полный эллипс рассеивания определяется уравнением [4]

$$\frac{x^2}{(4E_x)^2} + \frac{y^2}{(4E_y)^2} = 1, \tag{5}$$

где $E_x \approx 0,675\sigma_x$, $E_y \approx 0,675\sigma_y$ – главные вероятные отклонения. Для величин, нормально распределенных в интервале $[-a; a]$ и $[-b; b]$, имеем $a/\sigma_x \approx 3$, $b/\sigma_y \approx 3$. Тогда с учетом $a = L/20$, $b = B/30$ уравнение (5) запишется в следующем виде:

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

Для определения координат точки A сформулируем следующую задачу оптимизации:

максимизировать F_i (6)

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

Решая задачу (6) методом множителей Лагранжа [3] для принятых ранее размеров L и B , получим следующие координаты точки A и эксцентриситет:

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

Задача оптимального проектирования паллеты формулируется в этом случае аналогично задаче (2). При расчете по вероятностной модели нагружения паллеты рассматриваются два случая:

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

2) на значения t_c, t_p накладывается ограничение по литейным условиям по формуле [5]

$$t_{\min} = 10 \sqrt{(2L + B + H) / 3}, \text{ мм}, \tag{7}$$

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

В табл. 4 приведены результаты расчетов по вероятностной модели паллеты в сравнении с рассмотренными ранее моделями.

Полученные результаты показывают, что при действии на конструкцию неравномерно распределенной нагрузки расчет по вероятностной модели позволяет в сравнении с детерминированной моделью дополнительно уменьшить массу конструкции при сохранении ее работоспособности. При проведении вероятностных расчетов конструкции необходимо учитывать в ограничениях задачи проектирования технологические требования, в частности литейные условия, определяющие минимальную толщину стенки. Появляющиеся при этом резервы по жесткости конструкции (27 %) указывают на поиск дополнительных конструкторских решений по улучшению ее компоновки.

Учет жесткости обрабатываемой детали

Ранее были рассмотрены детерминированный и вероятностный подходы к расчету паллеты поворотного-подвижного стола. При построении моделей прочностной надежности использовались модели нагружения паллеты, которые учитывали только вес обрабатываемой детали, но не учитывали ее жесткость. Однако изменение положения в пространстве любой точки обрабатываемой детали, установленной на поворотном-подвижном столе, зависит не только от жесткости стола, но и от жесткости обрабатываемой детали.

При учете собственной жесткости обрабатываемой детали принимается, что деталь жестко

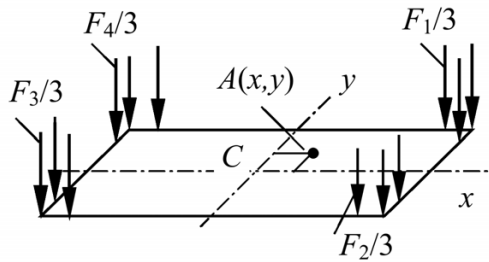


Рис. 6. Схема нагружения поверхности паллеты при расчете с учетом жесткости обрабатываемой детали

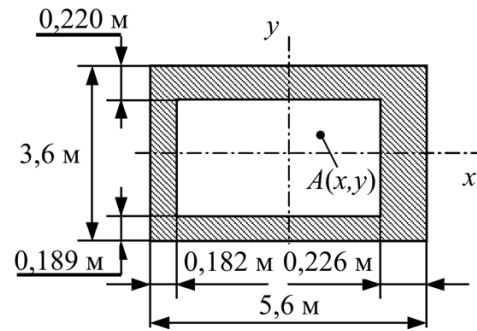


Рис. 7. Поперечное сечение условной корпусной детали

закрепляется в угловых зонах паллеты в трех точках (рис. 6, места приложения сил), что обеспечивает эквивалентность схем нагружения для двух рассматриваемых случаев – без учета и с учетом жесткости обрабатываемой детали.

Для оценки совместной работы системы паллета–обрабатываемая деталь нами предлагается использовать условную корпусную деталь минимальной жесткости (без перегородок, ребер жесткости, замкнутых внутренних контуров и др.) с расчетным весом 2000 кН и поперечным сечением, обеспечивающим заданный эксцентриситет центра тяжести $A(x, y)$ с координатами (рис. 7):

$$x = L/20 = 5,6/20 = 0,28 \text{ м}, \quad y = B/30 = 3,6/30 = 0,12 \text{ м}.$$

Для всех расчетов учитывалось ограничение (7) на толщину стенок и ребер паллеты по литейным условиям. Для заданной паллеты $t_{\min} = 23 \text{ мм}$.

Расчеты проведены в среде программного комплекса APM WinMachine (версия 7.0) методом конечных элементов:

- 1) для паллеты с оптимальными размерами,
- 2) паллеты с толщиной стенки корпуса 23 мм, ограниченной по литейным условиям.

На рис. 8. изображено деформированное состояние паллеты, нагруженной условной

корпусной деталью. Приведенные в табл. 5 результаты расчетов показывают, что жесткость обрабатываемой детали существенно влияет на жесткость паллеты и, следовательно, несущей системы стола в целом – масса паллеты уменьшается на 22,3 %. Наименьшее значение собственной частоты паллеты с толщиной стенки 23 мм составляет 88,18 Гц, что значительно выше допустимой собственной частоты 10,8 Гц (определяется наибольшей частотой вращения шпинделя 500 мин^{-1} с отстройкой от

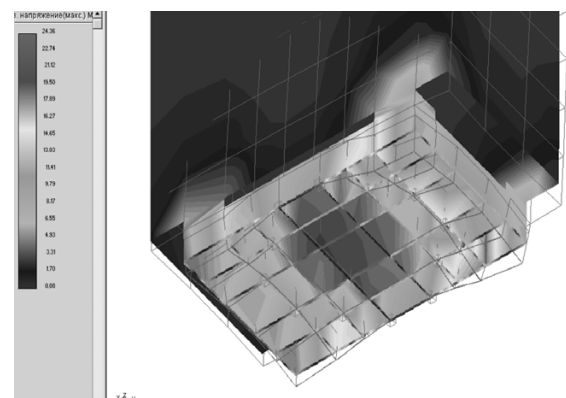


Рис. 8. Деформированное состояние паллеты при нагружении условной корпусной деталью (вид снизу)

Таблица 5

Результаты расчета с учетом жесткости обрабатываемой детали

Модель нагружения	Толщина элементов паллеты			Масса паллеты
	верхней плиты	стенок	ребра	
	мм			т
Без учета жесткости обрабатываемой детали, оптимальная конструкция	29,0	36,3	69,5	24,59
Учет жесткости обрабатываемой детали	23,0	23,0	69,5	19,11

резонанса 30 %). Следовательно, при снижении массы паллеты отсутствует вероятность появления резонанса в процессе механической обработки.

Реальные обрабатываемые детали имеют различные элементы, увеличивающие их жесткость (перегородки, ребра жесткости, замкнутые контура и др.) и, следовательно, увеличивающие жесткость системы паллета – обрабатываемая деталь. Однако вследствие большого разнообразия компоновок обрабатываемых деталей и, следовательно, разной жесткости их поперечного сечения целесообразно проводить расчет с использованием более простой представительской (условной) детали минимальной жесткости для известной номенклатуры деталей с целью получения более рациональных конструкций элементов стола. Избыточная жесткость реальных деталей по сравнению с жесткостью представительской детали идет в запас жесткости несущей системы стола.

Вывод

Рассмотренные в статье различные расчетные модели на примере паллеты тяжелого поворотного-подвижного стола показывают, что существует широкий спектр возможных путей по созданию рациональных несущих конструкций тяжелых многоцелевых станков,

в частности, минимально возможной массы с учетом требований по производительности и точности механической обработки [6]. Применение метода конечных элементов в сочетании с методами оптимизации, учет собственной жесткости обрабатываемой детали на основе представительской корпусной детали минимальной жесткости позволяют проектировать несущие конструкции станка без избыточных возможностей.

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. Венцель Е.С. Теория вероятностей. – М.: Физматгиз, 1962. – 564 с.
5. Пуш В.Э. Конструирование металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1977. – 390 с.
6. Атапин В.Г. Расчетное проектирование несущих конструкций тяжелых многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3 (52). – С. 27–34.

Modeling carrier system of heavy moving-rotary table

V.G. Atapin

Determine and statistical models of the carrier system of heavy moving-rotary table by heavy multi-purpose machine tool, no registration and with registration of rigidity of a work piece are researched. Integration work of the finite element method and optimization methods in calculation is used.

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

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ КОНСТРУКЦИИ ИНДУКТОРОВ ДЛЯ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

*Н.В. КУРЛАЕВ, доктор техн. наук, профессор,
Н.А. РЫНГАЧ, канд. техн. наук, доцент,
К.Н. БОБИН, канд. техн. наук
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 января 2012 года

Н.В. Курлаев – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: kurlayev@craft.nstu.ru

Рассматривается проектирование и применение новых конструкций индукторов для магнитно-импульсной обработки металлов давлением.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка металлов давлением, индуктор.

В настоящее время растет интерес к высокоскоростным методам штамповки, которые позволяют получать детали заданной формы за меньшее количество технологических переходов, либо получать детали такой формы, которая недостижима любыми другими методами штамповки [1]. Кроме того, магнитно-импульсная обработка металлов (МИОМ) положительно сказывается на долговечности металлических изделий [2]. При этом существуют ограничения для материалов заготовок и индуктора – они должны иметь малое электрическое сопротивление. Как правило, это медные и алюминиевые сплавы. Индукторы для МИОМ чаще всего изготавливаются из бериллиевой бронзы, имеющей хорошую электропроводность и удовлетворительные механические характеристики; реже – из меди, так как медь обладает низкими механическими характеристиками. Попытки использовать высокопрочные алюминиевые сплавы не дали ожидаемого результата из-за их низкой долговечности в условиях импульсного нагружения. Возможно изготовление токоведущих элементов из углеродистых и легированных сталей, однако такие индукторы имеют низкий КПД передачи энергии в заготовку, преобразуя электрическую энергию в тепло. В данной статье рассматриваются конструкции индуктора, которые позволяют повысить рабочее давление на обрабатываемую поверхность и долговечность самого индуктора.

Прочность индукторов обусловлена выбором материала токоведущей спирали. Например, наи-

более подходящим материалом индукторов для МИОМ сплава типа Д16АМ с динамическим пределом текучести $Y_0 \approx 200$ МПа, учитывая, что при МИОМ давление импульсного магнитного поля может численно превзойти в 1,5...2,0 раза значение Y_0 , будет бериллиевая бронза БрБ2 с пределом текучести $\sigma_T = 500$ МПа. Однако высокочастотный ток по сечению индуктора при МИОМ распределяется неравномерно – падающая волна с индукцией $B(0, t)$ проникает в металл заготовки и наводит в нем индукционный ток, плотность которого i и результирующее магнитное поле зависят от глубины x и времени t :

$$B(x, t) = B_m \exp\left(-\frac{x}{\Delta}\right) \sin\left(\omega t - \frac{x}{\Delta}\right),$$

где Δ – это глубина проникновения электромагнитного поля в материал, равная такому расстоянию x , на котором амплитуда магнитной индукции и плотности тока уменьшаются в e раз; ω – круговая частота электромагнитного поля. Величина Δ получила название «скин-слой» и приближенно можно считать, что все токи, проходящие через спираль индуктора и материал заготовки, концентрируются в нем. Величина Δ равна

$$\Delta_{\text{инд}} = \sqrt{\frac{2}{\mu_0 \gamma \omega}},$$

где μ_0 – это магнитная постоянная, равная $1,26 \cdot 10^{-6}$ Гн/м; γ – проводимость, величина, обратная удельному сопротивлению См/м.

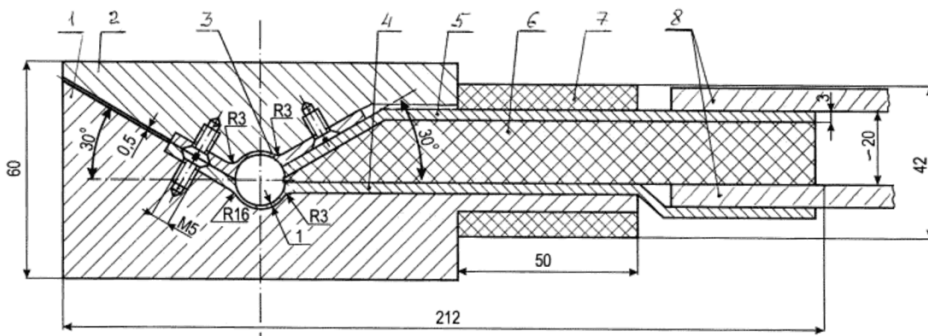


Схема разъемного одновиткового индуктора:

1 – полукорпус (сталь 30ХГСА); 2 – полукорпус (сталь 30ХГСА); 3 – токовод рабочей зоны (бронза БрБ2); 4 – токовод рабочей зоны и МИУ (бронза БрБ2); 5 – токовывод к МИУ; 6 – изолирующая проставка (текстолит); 7 – бандаж (стеклоткань, пропитанная эпоксидным компаундом); 8 – токовыводы установки МИУ 20/5

Частота тока при МИОМ находится в пределах 10...20 кГц, при этом толщина скин-слоя для медных сплавов не превышает 1 мм. Исходя из сказанного выше можно сделать вывод, что основная масса спирали индуктора предназначена для обеспечения жесткости индуктора и существенно не влияет на его электрические характеристики. Учитывая низкие механические характеристики медных сплавов, индуктор приходится изготавливать достаточно массивным и ограничивать максимальное давление на заготовку, что, в свою очередь, снижает технологические возможности индуктора. Кроме того, для повышения безопасности индуктора в случае его разрушения применяются специальные бандажи. Однако если разделить спираль индуктора на электрическую и силовую составляющие, то можно существенно повысить прочность и долговечность индуктора. В этом случае по проводящему контуру будет идти электрический ток, а силовое воздействие будет восприниматься прочным основанием.

Первой реализацией этой концепции [4] был одновитковый разъемный индуктор для обжима трубчатых заготовок (наконечников электро-

жгутов), см. рисунок, схема которого была выбрана из-за простоты ее реализации. Тоководная часть 3 и 4 представляет собой сменные медные полосы, всю силовую и тепловую нагрузку воспринимает массивный стальной корпус 1 и 2. Испытания такого индуктора не показали существенных различий по сравнению с режимами, полученными для индуктора, изготовленного полностью из бронзы [3].

Данный индуктор показал свою работоспособность и высокую ремонтпригодность, при этом он не требует дополнительного изменения технологических параметров процесса обжатия трубчатых наконечников.

Список литературы

1. Белый И.В., Фертник С.М., Хищенко Л.Т. Справочник по магнитно-импульсной обработке металлов. – Харьков, 1977. – 168 с.
2. Гулидов А.И., Курлаев Н.В., Мерзиевский Л.А., Рынгач Н.А. Влияние импульсной обработки на дефекты сплошности и долговечность материалов // Научный вестник НГТУ. – 2005. – № 1(18) – С. 97–110.
3. Гулидов А.И. Численное моделирование процесса сборки наконечников с электрожгутами давлением импульсного магнитного поля / А.И. Гулидов, Н.В. Курлаев, Ю.С. Покалюхин, Н.А. Рынгач, В.Б. Юдаев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – № 8. – С. 38–42.
4. Рынгач Н.А. Определение эффективных режимов магнитно-импульсной обработки для уменьшения объема пор в металлах и сплавах // Материалы Российской научн.-техн. конф. «Наука. Промышленность. Оборона». 21–23 апреля 2004 г. – Новосибирск: НГТУ, 2004. – С. 67–68.

Advanced inductors construction for magnetic pulse forming

N.V. Kurlaev, N.A. Ryngatch, K.N. Bobin

Development and implementation of new designs for inductors for magnetic pulse magnetic forming is discussed.

Key words: pulse magnetic forming treatment, inductor.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ МАГНИТНЫХ ИНДУКТОРОВ ДЛЯ ПОЛИРОВАНИЯ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

*Е.Ю. ТАТАРКИН, доктор техн. наук, профессор
А.М. ИКОННИКОВ, канд. техн. наук, доцент
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)*

Статья получена 10 февраля 2012 года

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

Рассматривается проектирование индукторов для магнитно-абразивной обработки на постоянных магнитах. Приведены результаты моделирования магнитно-абразивной обработки резов.

Ключевые слова: магнитно-абразивная обработка, повышение стойкости, режущий инструмент, полирование.

Развитие современного машиностроения невозможно без постоянного совершенствования режущего инструмента. От качества инструмента, состояния режущей кромки зависят способность инструмента выполнять свои функции, качество поверхности изделий, стойкость инструмента, затраты на инструмент и на его переточки, силы резания и затрачиваемая мощность при резании.

Высокая шероховатость режущих кромок существенно снижает их прочность. Выступы микронеровностей на кромках из-за малой их механической прочности разрушаются в первые секунды резания. Впадины микронеровностей являются местом зарождения микротрещин, развивающихся в процессе резания и приводящих к образованию сколов.

На рис. 1 представлены графики износа лезвия с острой кромкой после заточки шлифованием (кривая 1) и после дополнительной доводки режущей кромки (кривая 2). На графике 1 выделяют три этапа: I – этап приработки инструмента; II – этап нормального износа; III – этап катастрофического износа. Если высота допустимой фаски износа режущего лезвия равна h_a , то стойкость инструмента будет соответствовать времени T_1 . Этап I износа возникает из-за низкой прочности острой режущей кромки после заточки вследствие описанных выше дефектов. Стойкость инструмента можно уве-

личить до значения T_2 , если каким-либо способом перед началом процесса резания устранить дефекты острой кромки и тем самым сократить время приработки этапа I (кривая 2) [1].

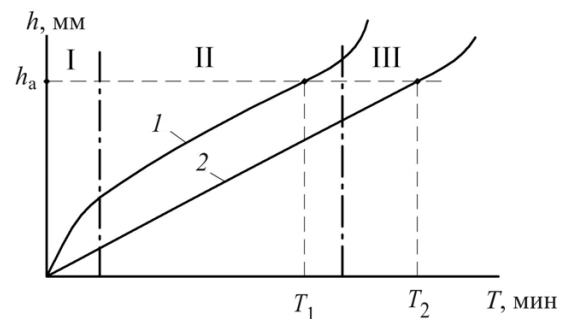


Рис. 1. Графики износа лезвия:

1 – с острой кромкой после заточки;
2 – после дополнительной доводки кромки

Режущие кромки инструмента после заточки необходимо подвергать дополнительной финишной обработке путем создания на кромке упрочняющей фаски на инструментах для черновых операций либо предварительным округлением кромок на инструментах разного назначения. И то и другое обеспечивает длительное сохранение геометрической формы кромки, повышенную ее прочность и соответственно повышенную стойкость всего инструмента. Округление кромок приемлемо для широкого перечня инструментов.

Возрастающие требования к поверхностям вызывают потребность совершенствоваться и создавать новые способы отделочной и упрочняющей обработки. Совершенствуются процессы поверхностного пластического деформирования, методы обработки абразивом на гибкой связке (обработка свободным абразивом, уплотненным инерционными силами, струйно-ударная обработка, виброабразивная обработка и магнитно-абразивная обработка) и многие другие виды обработки рабочих поверхностей.

Наиболее производительным способом обработки абразивом на гибкой связке является магнитно-абразивная обработка (МАО). Сущность МАО заключается в воздействии на обрабатываемую деталь порошковой ферромагнитной массы, уплотненной магнитной индукцией. При МАО инструментом является ферромагнитный порошок, который находится в рабочем зазоре в подвижно-связанном состоянии. Роль связки между абразивными зернами выполняет магнитное поле, обладающее упругими силами воздействия на зерна порошка. Этот метод прост в осуществлении, экологически чист, обеспечивает высокое качество обработанных поверхностей деталей и существенное повышение их сопротивляемости износу, коррозии и механическим нагрузкам, обладает высокой производительностью и успешно заменяет процессы химической и электрохимической обработки поверхностей инструментов со специальными свойствами.

МАО не нашла широкого применения при изготовлении инструментов. Причин несколько: главная – невозможность обеспечения равномерного зазора между рабочей поверхностью магнитного индуктора и обрабатываемого изделия без конструирования и изготовления специального индуктора. Проектирование рабочего профиля такого индуктора возможно путем расчета магнитного поля в рабочем зазоре, например, методом конечных элементов.

Метод конечных элементов основан на разбиении всей расчетной области на конечные элементы. На первом этапе расчета производят ограничение расчетной области. На втором этапе – разбивают расчетную область на конечные элементы. Форма конечных элементов может быть прямоугольной или треугольной. Вся расчетная область покрывается этими конечными элементами. Чем больше область и меньше эле-

мент по размерам, тем больше элементов N и размерность задачи. Для одной области возможно применение конечных элементов различной формы и различного размера. Наиболее мелкие элементы применяются в области более резкого изменения картины поля. Крупные – при плавном изменении картины поля. В дальнейшем для каждой узловой точки рассчитывается напряженность магнитного поля и магнитная индукция по формулам

$$\operatorname{rot} \vec{H} = \vec{J}, \quad (1)$$

$$\operatorname{div} \vec{B} = 0, \quad (2)$$

где H – напряженность магнитного поля; J – электрический ток, вызывающий магнитное поле; B – магнитная индукция

$$\vec{B} = \mu \vec{H}, \quad (3)$$

где μ – магнитная проницаемость материала.

Алгоритм расчета магнитного поля при моделировании процесса магнитно-абразивной обработки представлен на рис. 2. По приведенному выше алгоритму в программной среде MATLAB (приложение PDE Toolbox) были рассчитаны параметры магнитного поля при магнитно-абразивном полировании инструмента.



Рис. 2. Алгоритм расчета магнитного поля

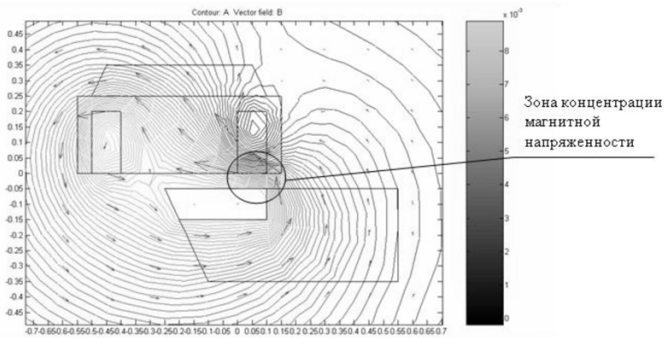


Рис. 3. Напряженность магнитного поля при МАО инструмента плоским индуктором

Моделирование МАО плоским индуктором (рис. 3) показало, что напряженность магнитного поля в рабочем зазоре распределена неравномерно. Неравномерность напряженности магнитного поля в рабочем зазоре объясняется различной магнитной проницаемостью окружающей среды, режущей пластины, корпуса, расположением магнитов. Вследствие данного обстоятельства создается неравномерное давление магнитных зерен абразивного порошка на обрабатываемую поверхность, неравномерный съем материала, что, в свою очередь, приводит к отклонению от плоскостности обработанной поверхности различной шероховатости. Наиболее простой и эффективный путь создания равно-

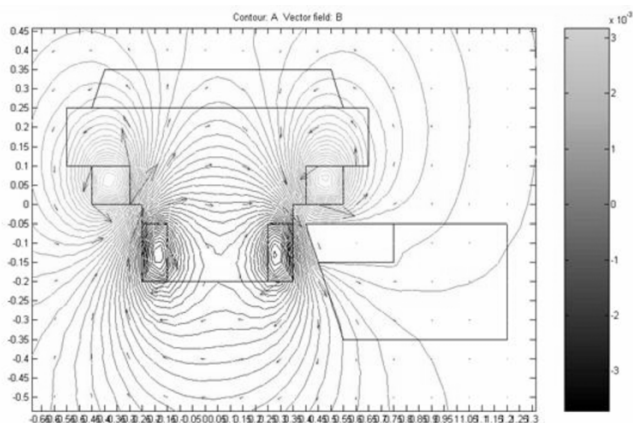


Рис. 4. Напряженность магнитного поля при МАО инструмента с твердосплавной пластинкой

Designing of magnetic inductors for polishing of working surfaces of cutting tools

E.J. Tatarkin, A.M. Ikonnikov

In article designing of inductors for magnitno-abrasive processing on constant magnets is considered. Results of modeling of magnitno-abrasive processing of cutters are resulted.

Key words: magnitno-abrasive processing, the firmness increase, the cutting tool, polishing.

мерно распределенной напряженности в рабочем зазоре является путь рационального расположения магнитов.

Результаты моделирования МАО фасонным индуктором показаны на рис. 4 и 5. Применение предложенных фасонных индукторов для полирования режущих инструментов создаст равномерную напряженность магнитного поля в рабочем зазоре, что повысит параметры точности магнитно-абразивной обработки.

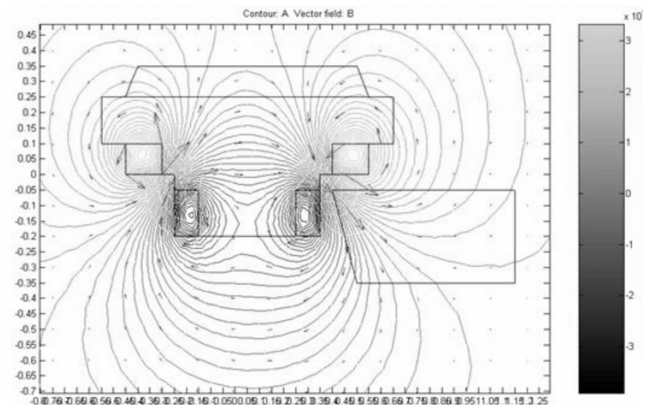


Рис. 5. Напряженность магнитного поля при МАО инструмента из быстрорежущей стали

Режущие кромки являются важными элементами инструментов. Исследования свидетельствуют, что округление режущих кромок на инструментах с помощью магнитно-абразивной обработки способно повысить стойкость инструментов в 2–3 раза, улучшить качество поверхностей изделий.

Список литературы

1. Барон Ю.М. Магнитно-абразивная и магнитная обработка изделий и режущих инструментов. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отдел., 1986. – 176 с.
2. Иконников А.М., Федоров В.А. Расчет параметров процесса магнитно-абразивной обработки поверхностей сложного профиля// Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2003. – № 4. – С. 10–11.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЛИСТОВЫХ ДЕТАЛЕЙ ДАВЛЕНИЕМ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

*Н.В. КУРЛАЕВ, доктор техн. наук, профессор,
Н.А. РЫНГАЧ, канд. техн. наук, доцент,
К.Н. БОБИН, канд. техн. наук
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 30 января 2012 года

Бобин К.Н. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет, e-mail: yabkn@ya.ru

Проводится сравнительный анализ результатов электронной микроскопии материала кольцевых образцов, изготовленных методами статического пластического деформирования, без и после обработки импульсным магнитным полем. Оценивается достоверность численных расчетов уменьшения объема дефектов сплошности при магнитно-импульсной обработке.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка, качество, пористость, алюминиевые сплавы.

Развитие обработки деталей давлением импульсного магнитного поля (ИМП) в основном идет по следующим направлениям: формообразование тонкостенных деталей, сборка и сварка [1, 2]. Несмотря на большое количество работ, посвященных магнитно-импульсной обработке, некоторые ее свойства и особенности по-прежнему остаются мало изученными, в частности, влияние на структуру обрабатываемых материалов, усталостную долговечность, физико-механические свойства и т. д. [2–6]. Данные об экспериментальных исследованиях по влиянию обработки ИМП на структуру реальных листовых деталей из алюминиевых сплавов в литературе вообще отсутствуют. Поэтому была поставлена задача – провести такие экспериментальные исследования, а также оценить достоверность численных расчетов [7]. Для этой цели были изготовлены штамповкой эластичной средой и ИМП кольцевые образцы, часть из которых затем подвергалась МИО. Высота отбортовки и радиусгиба отбортовки были рассчитаны с условием, что деформации на кромке отбортовки образцов и радиусной части отбортовки будут соответствовать максимально возможным

за один переход статическим деформированием. Наружный и внутренний диаметры заготовки соответствовали наружному и внутреннему диаметрам рабочей зоны индуктора для штамповки (рис. 1). Использовался алюминиевый сплав Д16АТ л. 1,5.

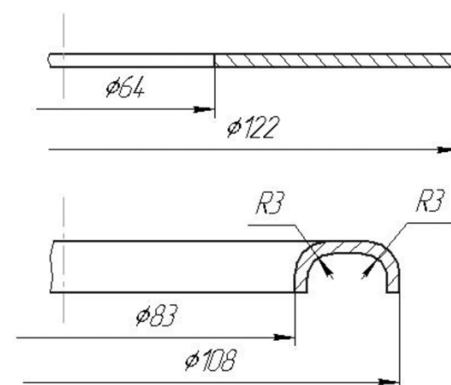


Рис. 1. Геометрические размеры заготовки и кольцевого образца

Статическое деформирование производилось на гидропрессе П-125 в контейнере с эластичной средой марки СКУ7Л. Материал формблока – сталь 45. МИО осуществлялась на установке МИУ-15. Использовался цилиндрический мно-

говитковый индуктор для раздачи (7 витков, размеры токопровода 3×7 , диаметр рабочей зоны 82 мм). В качестве жесткой стенки использовался тот же формблок, что и для изготовления кольцевых образцов. МИО подвергалась кромка отбортовки кольцевого образца. Схема обработки приведена на рис. 2. Микроскопия проводилась с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO-420.

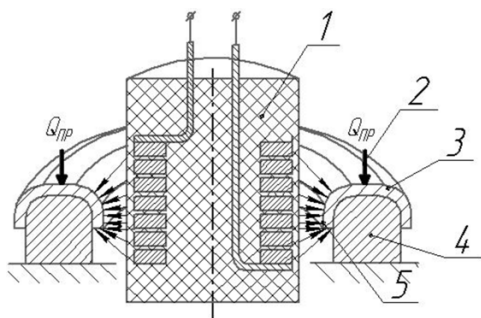


Рис. 2. Схема обработки кольцевого образца давлением ИМП:

1 – индуктор; 2 – прижим с усилием $Q_{пр}$;
3 – образец; 4 – формблок; 5 – зона обработки

Приготовление микрошлифов проводили по стандартным методикам, включающим операции шлифования на абразивных шкурках, полирования с использованием алмазных паст и химического травления. Микроскопии подвергались участки на кромке отбортовки за пределами скин-слоя (0,7...1,2 мм) и основного влияния импульсных токов вдоль проката. Типовые микрошлифы представлены на рис. 3–5. Оценка коэффициента пористости α , равного отношению объема пор к общему объему материала, проводилась с помощью электронной микроскопии образцов с использованием вероятностно-статистической методики.

Обработка образца осуществлялась десятью разрядами МИУ. Энергия одного разряда МИУ составляла $W_H \approx 5,08$ кДж. Удельная энергия тока в заготовке, отнесенная к единице площади обработки, имела значение $w^* \approx 0,5$ Дж/мм². Уменьшение объема пор в обработанном ИМП деформированном образце достигает ≈ 33 %.

Согласно математическому моделированию [3] для исходных параметров $\alpha_0 \approx 0,0048$ алюминиевый сплав с динамическим пределом текучести $Y_0 \approx 310$ МПа, при десяти разрядах с $w^* \approx 0,5$ Дж/мм² происходит сокращение пори-

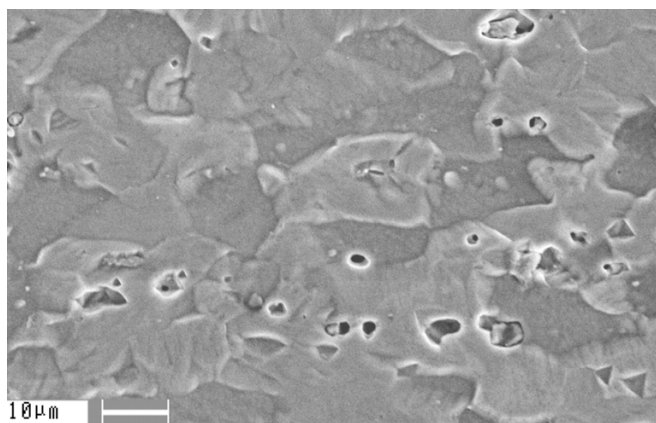


Рис. 3. Микрошлиф сплава Д16АТ (исходный, $\alpha \approx 0,051$)

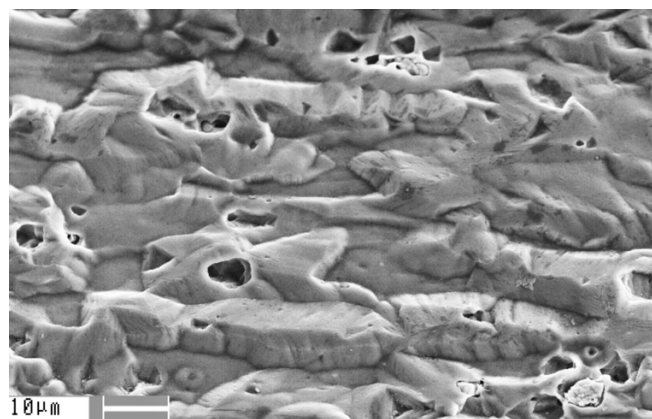


Рис. 4. Микрошлиф сплава Д16АТ (штамповка эластичной средой, кромка отбортовки, $\alpha \approx 0,478$)

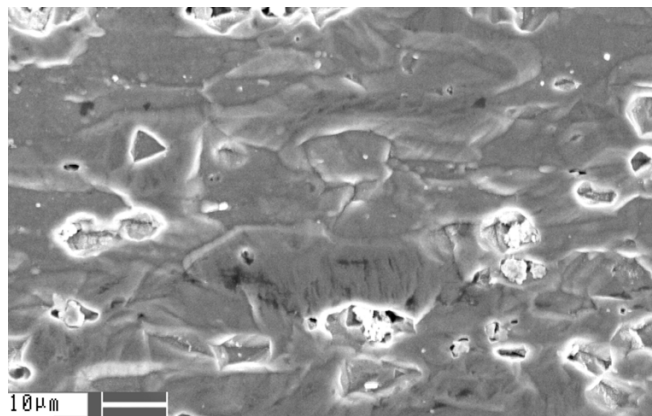


Рис. 5. Микрошлиф сплава Д16АТ (штамповка эластичной средой с последующей обработкой ИМП, кромка отбортовки, $\alpha \approx 0,321$)

стости на 27 %. Таким образом, экспериментальные данные изменения пористости расходятся с теоретическими данными в 1,3...1,35 раза.

Выводы и основные результаты:

– впервые экспериментально показано уменьшение объема технологических дефектов сплош-

ности в материалах кольцевых тонколистовых образцов при МИО;

– экспериментальные результаты по уменьшению объема пор при МИО отличаются от результатов численного моделирования приблизительно в 1,3 раза, что свидетельствует об удовлетворительном соответствии расчетных данных с экспериментом.

Список литературы

1. *Белый И.В.* Справочник по магнитно-импульсной обработке металлов / И.В. Белый, С.М. Фертик, Л.Т. Хименко. – Харьков, 1977. – 168 с.
2. *Курлаев Н.В., Гулидов А.И.* Влияние импульсной обработки на технологические дефекты деталей. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2005. – 168 с.
3. *Малыгин Б.В.* Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин. – М.: Машиностроение, 1989. – 112 с.

4. *Юдаев В.Б.* Повышение ресурса деталей летательных аппаратов воздействием ИМП / В.Б. Юдаев, Н.В. Курлаев, В.В. Красовский // Труды международной научно-технической конференции «Научные основы высоких технологий». – Новосибирск: НГТУ, 1997. – С. 215–219.

5. *Доронин Ю.Л.* Исследование возможности повышения конструкционных и эксплуатационных характеристик деталей летательных аппаратов импульсным воздействием высокоэнергетического электромагнитного поля: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М.: МАТИ, 1992. – 18 с.

6. *Рынгач Н.А.* Исследование влияния импульсной нагрузки на дефекты сплошности алюминиевых сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск: НГТУ, 2005. – 138 с.

7. *Курлаев Н.В., Гулидов А.И., Бобин К.Н., Рынгач Н.А.* Уменьшение дефектов сплошности в материалах штампуемых авиационных деталей // Авиационная промышленность. – 2009. – № 2. – С. 42–46.

Study of the possibility improving sheet parts by magnetic field pressure

N.V. Kurlayev, N.A. Ryingach, K.N. Bobin

The difference of microsections of the material of ring samples that had static plastic deformation before and after magnetic-impulse loading is analyzed. Has shown that the reduction of porosity after magnetic-impulse loading is about 1,3 time.

Key words: magnetic-impulse loading, quality, porosity, aluminum alloy.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО КАРБОБОРИРОВАНИЯ*

*Ю. Ф. ИВАНОВ, доктор физ.-мат. наук, вед. науч. сотр.,
(ИСЭ СО РАН, г. Томск)*

*В. Е. ГРОМОВ, доктор физ.-мат. наук, профессор,
Н.А. СОСКОВА, аспирантка,*

С.В. РАЙКОВ, докторант,

Е. А. БУДОВСКИХ, доктор техн. наук, доцент,

А.В. ИОНИНА, канд. техн. наук

(СибГИУ, г. Новокузнецк)

Статья поступила 12 февраля 2012 года

Будовских Е.А. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42,
Сибирский государственный индустриальный университет,
e-mail: budovskih_ea@physics.sibsiu.ru.

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии показано, что электровзрывное карбоборирование поверхности технически чистого титана VT1-0 приводит к формированию слоистой многофазной структуры, упрочненной частицами борида и карбида титана.

Ключевые слова: технически чистый титан, электровзрывное карбоборирование, углеграфитовые волокна, упрочнение.

Введение

Титан и его сплавы обладают низкой износостойкостью, высокой склонностью к налипанию, большим коэффициентом трения в паре практически со всеми материалами. В то же время карбид титана обладает высокой твердостью и износостойкостью при низких и высоких температурах, низким коэффициентом трения, хорошей химической стабильностью во многих агрессивных средах и жаростойкостью. В связи с этим в настоящее время разрабатываются новые методы поверхностного науглероживания титана с применением концентрированных потоков энергии, основная идея которых состоит в импульсном оплавлении и насыщении расплава углеродом с последующей кристаллизацией и образованием упрочняющей фазы карбида титана. Ранее была показана возможность науглероживания титана с использованием электрического взрыва угле-

графитовых волокон с образованием в зоне легирования частиц карбид титана [1]. Большие перспективы связываются с разработкой методов карбоборирования металлов и сплавов [2]. Цель настоящей работы – анализ особенностей структуры образцов титана, подвергнутых электровзрывному карбоборированию.

Материал и методика исследования

В качестве материала основы был использован технически чистый титан VT1-0. Образцы имели форму шайб толщиной 5 и диаметром 20 мм. ЭВЛ осуществляли на установке ЭВУ 60/10 [1]. Инструментом воздействия на поверхность служила импульсная плазменная струя, сформированная из продуктов электрического взрыва углеродной ленты марки ЛУ-П/0,1-50 массой 140 мг. Волокна углеродной ленты состоят из так называемых микрофибрилл, об-

* Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813), грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

ладающих большой площадью внутренней поверхности. Частицы волокон, образующиеся при их электрическом взрыве, хорошо смачиваются расплавом титана и при его конвективном перемешивании способны проникать вглубь. В области взрыва размещали порошковую навеску порошка аморфного бора марки Б-99В массой m_0 , равной 50, 100 и 150 мг.

Исследование структуры обработанных образцов выполняли путем анализа поперечных шлифов на сканирующем электронном микроскопе «LEO EVO 50». Анализ фазового состава модифицированных слоев осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг на приборе ЭМ-125.

При выборе режима обработки было установлено, что при значении поглощаемой плотности мощности ниже $2,5 \text{ ГВт/м}^2$ конденсированные частицы продуктов электрического взрыва волокон углеродной ленты в расплав титана, образующийся на поверхности, проникают с малой интенсивностью, и значительного науглероживания поверхности не происходит. Вследствие этого отдельные частицы графита неравномерно распределены по глубине зоны легирования. При значении поглощаемой плотности мощности выше $6,5 \text{ ГВт/м}^2$ происходит выплеск части расплава за пределы зоны оплавления. При этом формируется высокоразвитый рельеф, обусловленный течением расплава под действием неоднородного давления многофазной плазменной струи продуктов взрыва на облучаемую поверхность. Поэтому детальные исследования структуры зоны электровзрывного карбоборирования проводили после обработки образцов при значениях поглощаемой плотности мощности, равных $5,0$; $5,5$ и $6,5 \text{ ГВт/м}^2$.

Исследования показали, что с увеличением поглощаемой плотности мощности увеличивается глубина зоны легирования и шероховатость поверхности, а на границе с основой появляются и усиливаются искажения, обусловленные конвективным течением расплава от центра зоны легирования к ее периферии (рис. 1).

Концентрация частиц графита, которые равномерно распределяются по глубине зоны легирования, также возрастает. Глубина зоны упрочнения достигает 110 мкм. Внесение в область взрыва навески порошка бора приводит к частичному подавлению как выплеска на поверх-

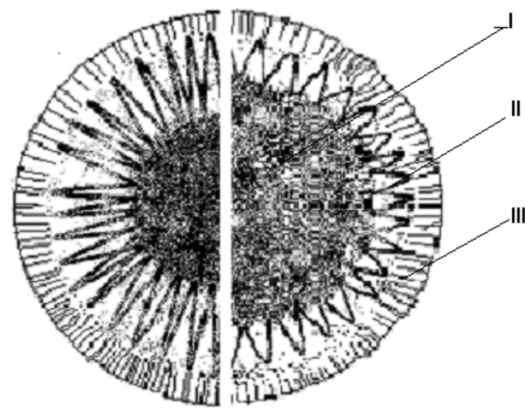


Рис. 1. Схема радиального строения поверхности зоны электровзрывного легирования: слева – для случая науглероживания без порошковой навески, справа – с навеской порошка бора;

I – центральная область; II – промежуточная; III – периферийная

ности, так и гидродинамических возмущений на границе с основой (рис. 2).

При этом происходит уменьшение глубины зоны легирования. Увеличение поглощаемой плотности мощности приводит также к увеличению степени насыщения расплава частицами бора. Сравнительный анализ результатов световой и сканирующей микроскопии позволил сделать выбор в пользу режима, при котором значение поглощаемой плотности мощности составляет $6,5 \text{ ГВт/м}^2$, а масса порошка бора – 50 мг. Он обеспечивает формирование зоны легирования с ровной границей с основой, максимальной степенью карбоборирования расплава и легирования без выплеска.

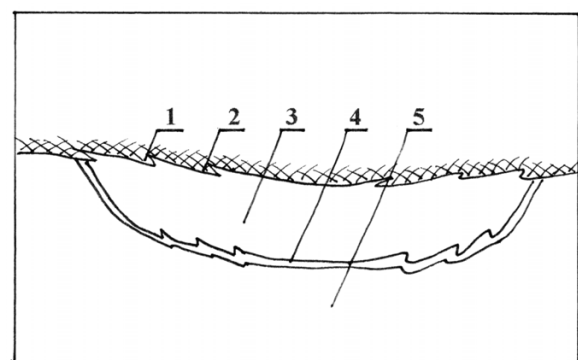


Рис. 2. Схематичное изображение поперечного сечения зоны электровзрывного науглероживания:

1 – покрытие, сформированное частицами графита из тыла струи; 2 – поверхность зоны легирования со следами радиального течения расплава; 3 – зона легирования; 4 – граничная полоска со следами гидродинамических возмущений основы; 5 – зона термического влияния

Результаты исследования и их обсуждение

Выполненные исследования показали, что в поверхностном слое образцов формируется градиентная структура, которую можно разделить на покрытие и зону легирования. Формирование покрытия обусловлено следующими особенностями метода электровзрывного легирования. В [1] показано, что при обработке металлов и сплавов методом электрического взрыва проводящего материала структура поверхностного слоя формируется в результате воздействия на образец потока плазмы, частиц взрывааемых углеграфитовых волокон и частиц порошка бора, летящих в тылу плазменной струи. Налетающий поток плазмы приводит к плавлению поверхности и жидкофазному легированию расплава. Частицы взрывааемого проводника и порошка бора достигают обрабатываемой поверхности на стадии ее остывания, частично прилипают в объем поверхностного слоя, частично осаждаются на поверхности образца, формируя покрытие. Вследствие этого

покрытие обладает развитым рельефом, высоким уровнем шероховатости, неоднородно с точки зрения морфологии элементов структуры, содержит микротрещины, микрократеры и микропоры.

Анализ структуры покрытия, выполненный методом электронной дифракционной микроскопии тонких фольг с применением темнопольной методики и последующего индицирования микроэлектроннограмм, подтвердил факт существенной неоднородности его строения и выявил присутствие в поверхностном слое целого ряда фаз. Представленные на рис. 3 фотографии демонстрируют присутствие следующих фаз: во-первых, графита в квазиаморфном состоянии; во-вторых, наноразмерных (5...50 нм) выделений борида титана состава TiB; в-третьих, β -титана (рис. 3, *а*, *б*, *г*), кристаллов α -титана пластинчатой морфологии, поперечные размеры которых изменяются в пределах от 40 до 350 нм (рис. 3, *г*), и частиц карбида титана, располагающихся в структуре α -титана в виде островков, указанных стрелками на рис. 3, *г*. Размеры частиц карбида титана изменяются в пределах от 15 до 25 нм (рис. 3, *д*).

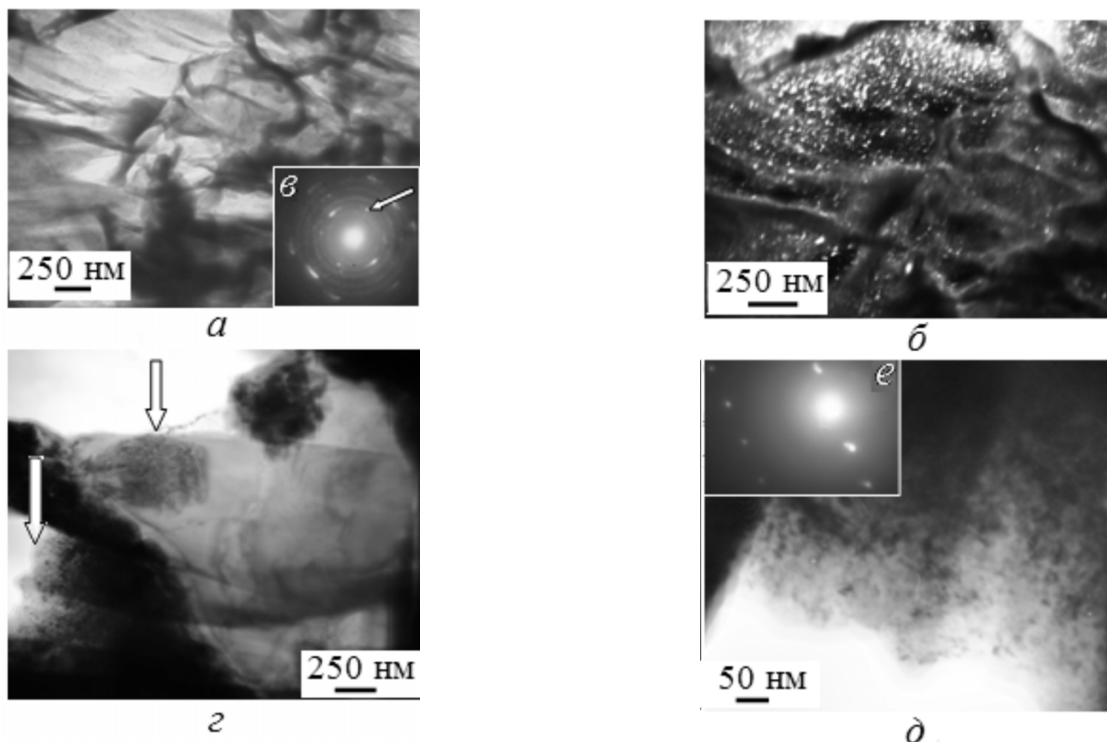


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, формирующегося на поверхности технического чистого титана VT1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию:

а, *г*, *д* – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в рефлексе (201) TiB; *в* – микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле; на микроэлектроннограмме выявляются дифракционные кольца графита (104); (304); (227) и точечные рефлексы β -титана (плоскость [110]); *е* – микроэлектроннограмма к *г*); на *г*) стрелками указаны островки с наноразмерными включениями карбида титана

Под покрытием располагается слой жидкофазного легирования титана углеродом и бором. Его структура также неоднородна как по глубине, так и по сечению вдоль поверхности легирования, что отчетливо выявляется при исследовании строения поперечного шлифа образца методами сканирующей электронной микроскопии (рис. 4). Можно выделить следующие характерные морфологические разновидности структуры поверхностного слоя. Во-первых, ячейки кристаллизации, размеры которых изменяются в пределах от 250 до 650 нм (рис. 4, область 1). Во-вторых, дендриты кристаллизации с осями первого (рис. 4, область 2) и второго (рис. 4, область 3) порядка. В-третьих, структура зеренного типа; по границам зерен располагаются включения второй фазы округлой формы (рис. 4, область 4). Размеры зерен изменяются в пределах от 0,5 до 0,8 мкм; размеры включений: от 70 до 200 нм. В-четвертых, структура пластинчатого типа, поперечные размеры пластин которой изменяются в пределах от 0,8 до 1,5 мкм (рис. 4, область 5). По границам пластин располагаются включения второй фазы, размеры которых составляют ~100 нм.

Выявленные структуры располагаются в зоне легирования определенным образом: структуры ячеистого типа выявляются вблизи границы раздела покрытия и поверхностного слоя, а также вблизи границы раздела поверхностного и промежуточного слоев; структуры дендритной кристаллизации располагаются в верхней и центральной частях поверхностного слоя; структуры зеренного и пластинчатого типа – в нижней части поверхностного слоя.

Выводы

Выполненные в работе исследования технически чистого титана марки BT1-0 после электровзрывного карбоборирования показали, что

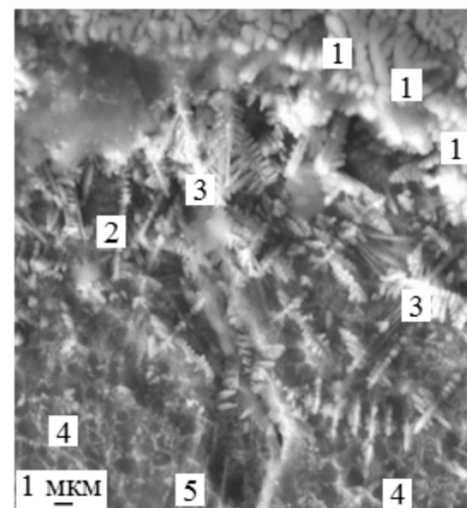


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры зоны электровзрывного карбоборирования сплава BT1-0

обработка приводит к созданию слоистой многофазной структуры. На поверхности обработки формируется многофазное (α -титан, β -титан, графит, частицы бориды TiB и карбида TiC титана) покрытие. Под покрытием располагается слой жидкофазного легирования, структура которого закономерным образом зависит от расстояния до поверхности обработки. Показано, что данный слой имеет структуру ячеистой и дендритной кристаллизации.

Список литературы

1. *Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов* / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.
2. *Физические основы химико-термоциклической обработки сталей* / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, Н.А. Попова, Э.В. Козлов. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2008. – 250 с.

Phase structure of the surface technically pure titanium BT1-0 after electroexplosive carboborating

Yu.F. Ivanov, Gromov V.E., N.A. Soskova,
S.V. Raykov, E.A. Budovskikh, A.V. Ionina

By methods of scanning and transmission electron microscopy it is shown that electroexplosive carboborating of the surface of technically pure titanium BT1-0 leads to formation of the layered multiphase structure hardened by titanium boride and carbide particles.

Key words: technically pure titanium, electroexplosive carboborating, carbon fibres, hardening.

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СЕРЫХ ЧУГУНОВ*

*Н.В. СТЕПАНОВА¹, аспирант,
В. КУМАР², студент,
В.А. КУЗНЕЦОВ³, гл. металлург,
П.А. ПОПЕЛЮХ¹, аспирант,
Е.Д. ГОЛОВИН¹, ассистент
(¹НГТУ, г. Новосибирск,
²Indian Institute of Technology Roorkee
³ОАО «Сибэлектротерм», г. Новосибирск)*

Статья поступила 15 февраля 2012 года

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

Изучены структура и антифрикционные свойства серого чугуна, выплавленного с добавлением 5% вес. меди. Испытания проводились по стандартной методике на машине трения СМТ-1 с использованием различных рабочих сред в диапазоне нагрузок от 100 до 2000 Н. Контрольным материалом служила бронза БрОС 10-10. Выявлено, что добавление в серый чугун 5 % меди приводит к снижению коэффициента трения материала в области высоких нагрузок по сравнению с контрольным материалом.

Ключевые слова: серый чугун, медь, антифрикционные свойства, микроструктура.

Введение

Богатое разнообразие эксплуатационных свойств серых чугунов и их относительная дешевизна обеспечивают широкое применение этого материала в народном хозяйстве. Прежде всего, серый чугун отличается хорошими литейными свойствами и обрабатываемостью, низкой температурой плавления и высокой демпфирующей способностью [1, 2]. Наличие графитовых включений в структуре чугуна приводит к самосмазыванию материала в условиях контактного трения, вследствие чего некоторые чугуны относятся к классу антифрикционных материалов [3].

Тем не менее антифрикционные свойства бронз, как правило, значительно превышают показатели серых чугунов. Несмотря на то что основным ограничением применения антифрикционных бронз является их высокая цена, серый чугун не способен конкурировать с этим клас-

сом материалов с точки зрения триботехнических свойств.

По свидетельствам некоторых исследователей, добавление меди в серый чугун при его выплавке может изменять структуру и приводить к повышению механических, коррозионных свойств материала [1–6], а также повышать износостойкость сталей и чугунов [1, 3]. С этих позиций необходимо оценить, является ли повышение триботехнических свойств сплавов на основе железа достаточным для замены дорогостоящей бронзы в механизмах, работающих в условиях контактного трения.

Материалы и методы

В данной работе были изготовлены отливки из серого чугуна двух типов. Материал первого типа является серым чугуном, выплавленным по стандартной методике. Материал второго типа – серый чугун с добавлением 5 % вес. меди.

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

Химический состав образцов из серого чугуна

Элемент (по массе. %)	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
Материал № 1	3.0	0.6	2.8	0.3	0.6	0.06	0.8	ост.
Материал № 2	2.9	0.6	2.6	0.3	0.6	0.06	5.8	ост.

Литье производилось в песчано-жидкостекольные формы. Температура при разливке из ковша обоих материалов составляла 1280 °С. Результаты химического анализа, выполненного с помощью оптического эмиссионного спектрометра ARL QUANTRIS 3460 OES, представлены в табл. 1.

Испытания на износостойкость проводились на стандартной машине трения СМТ-1 по схеме «диск – колодка». Материалом диска являлась сталь 45 с твердостью 50 HRC. Испытания проводились с использованием трех различных сред: вода, минеральное масло марки Motor Oil-M8В и консистентная смазка Литол-24. Частота вращения диска составляла 300 об/мин, нагрузка на образец повышалась ступенчато с шагом 100 Н в

диапазоне 100...2000 Н. Антифрикционные свойства полученных материалов сравнивались со свойствами образцов бронзы БрОС 10-10, испытанными в идентичных условиях.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены результаты проведенных испытаний. По результатам фрикционных испытаний видно, что в среде минерального масла (рис. 1, а) и воды (рис. 1, б) образцы серого чугуна обладают существенно большим коэффициентом трения, чем бронза БрОС 10-10. При испытаниях в воде образцы из серого чугуна начинают схватываться с диском из-за большого

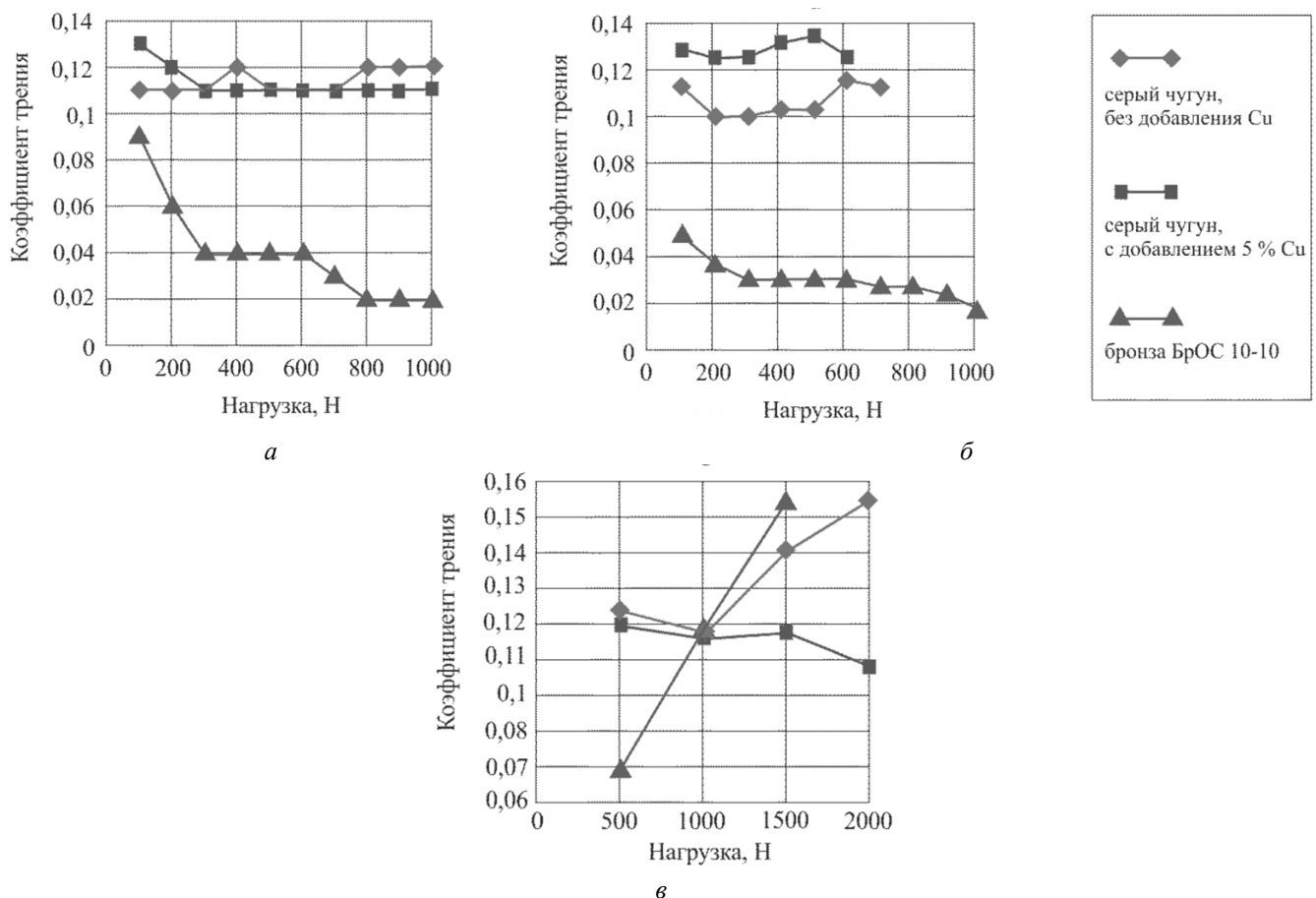


Рис. 1. Результаты испытаний серых чугунов и бронзы БрОС 10-10 в условиях контактного трения:

а – в среде минерального масла Motor Oil-M8В; б – в воде; в – в среде Литол-24

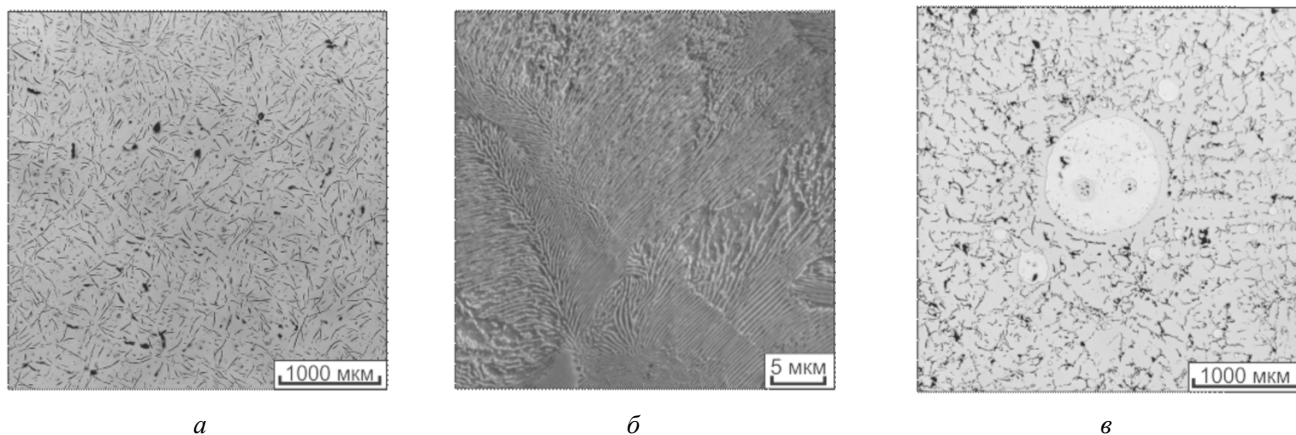


Рис. 2. Структура исследуемых материалов:

a – нетравленная структура серого чугуна без добавления меди; *б* – перлитная основа исследуемых серых чугунов; *в* – медистые включения в сером чугуне, выплавленном с добавлением 5 % меди

нагрева при значениях нагрузки 600...700 Н. Таким образом, очевидно, что в условиях жидкой смазки бронза обладает гораздо более высокими антифрикционными свойствами.

При испытании образцов в среде консистентной смазки Литол-24 (рис. 1, *в*) бронза также показывает лучшие антифрикционные свойства до значений нагрузки, равных 1000 Н. Однако при дальнейшем нагружении трение между диском и бронзовой колодкой значительно возрастает, превышая показатели чугунов, и при нагрузке 1500 Н происходит схватывание диска с брон-

зовым образцом. Чугунные образцы ведут себя более стабильно, особенно хорошие результаты показывает чугун с добавлением меди. Таким образом, в области высоких нагрузок (свыше 1000 Н) в среде консистентной смазки антифрикционные свойства чугуна с добавлением меди значительно превышают свойства обычного чугуна и бронзы БрОС 10-10.

Для выявления причины изменения антифрикционных свойств серого чугуна, выплавленного с добавлением меди, были проведены структурные исследования с применением мето-

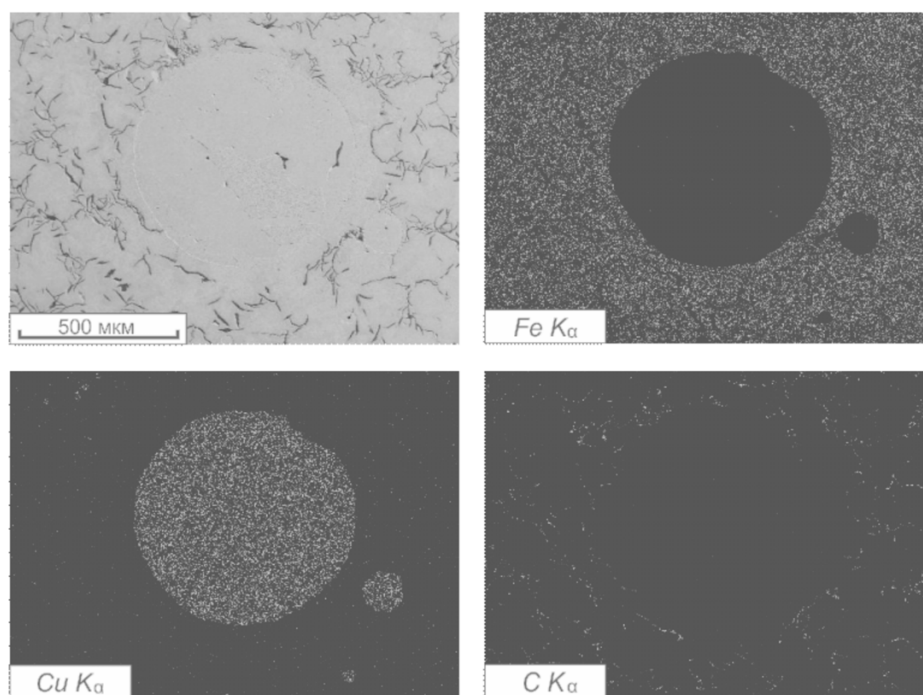


Рис. 3. Распределение железа, меди и углерода в сером чугуне, содержащем включения медистой фазы

дов оптической и растровой электронной микроскопии.

Серый чугун, выплавленный по стандартной методике, имеет перлитную основу с графитными включениями завихренного типа, распределенными равномерно по объему материала и имеющими средний размер 230 мкм (рис. 2, а). Структура основы чугуна, выплавленного с добавлением 5 % меди, идентична материалу № 1 и состоит из колоний перлита (рис. 2, б). Наряду с графитными включениями в материале № 2 обнаружено также наличие включений округлой формы, в больших количествах содержащих медь, о чем свидетельствует характерный золотистый оттенок (рис. 2, в). Размеры крупных включений достигают 1000 мкм, в то время как основная масса медистых выделений имеет размеры до 200 мкм.

Проведение энергодисперсионного рентгеновского микроанализа позволило выявить распределение химических элементов в объеме серого чугуна, содержащего указанные включения (рис. 3). По результатам проведенного анализа видно, что некоторое количество меди (ок. 5 %) содержится в основе чугуна, формируя твердый раствор на основе α -железа, однако наибольшее количество меди зафиксировано во включениях медистой фазы. В ее составе присутствует более 90 % данного элемента. Очевидно, что наличие медистых включений является причиной различного поведения серого чугуна в условиях контактного трения.

Заключение

На основании полученных результатов стоит отметить, что исследуемые материалы – серые чугуны – имеют худшие триботехнические свойства по сравнению с антрифрикционной бронзой БрОС10-10 в жидких смазывающих средах, в ка-

честве которых в работе использовались вода и минеральное масло. В то же время серый чугун, выплавленный с добавлением 5 % меди, при высоких нагрузках (более 1500 Н) в среде консистентной смазки показывает гораздо более высокие триботехнические свойства по сравнению с БрОС1 0-10 и чугуном, полученным по стандартной методике. Структурные исследования выявили, что улучшение фрикционных характеристик серого чугуна с добавлением меди происходит вследствие выделения в материале округлых включений медистой фазы. На основании проведенных исследований следует заключить, что применение серого чугуна, выплавленного с добавлением 5 % меди, целесообразно в условиях трения скольжения в тяжело нагруженных узлах механизмов, работающих с применением консистентной смазки.

Список литературы

1. Iain Le May, L. McDonald Schetky. Copper in iron and steel. – Wiley, 1982. – 423 pages.
2. Бобро Ю.Г., Платонова Л.А. Некоторые особенности микроструктуры алюминиевых чугунов, легированных медью // Новое в металлографии чугуна. – Киев, 1981. – С. 94–99.
3. Сильман Г.И., Камынин В.В., Тарасов А.А. Антифрикционные чугуны с повышенным содержанием меди // Металлургия машиностроения. – 2002. – № 4. – С. 17.
4. Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В. Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом // Заготовительные производства в машиностроении – 2010. – № 6. – С. 43–48.
5. Sil'man G.I., Kamynin V.V., Tarasov A.A. Effect of copper on structure formation in cast iron // Metal Science and Heat Treatment. – 2003. – Т. 45. – № 7–8. – С. 254–258.
6. Соловьев В.П., Курагин О.В. Оценка влияния химических элементов на графитизацию чугуна // Литейное производство. – 1991. – № 7. – С. 7–8.

Effect of Copper addition on Friction Properties of Gray Cast Iron

N.V. Stepanova, V. Kumar, V.A. Kuznetsov, P.A. Popelukh, E.D. Golovin

The present work is intended to study friction properties and microstructural changes in a gray cast iron produced with addition of 5% copper by weight. The friction properties were examined within three different lubricants under the normal load of 100...2000 N. Bronze of the system Cu-10%Pb was utilized as a reference material. In a high-load range the modified grey cast iron showed better frictional properties than bronze.

Keywords: grey cast iron, friction properties, copper addition, microstructure.

МОРФОЛОГИЯ БОРИДОВ ЖЕЛЕЗА В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ, НАПЛАВЛЕННОМ ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ*

*И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент,
Н.В. КУРЛАЕВ, доктор техн. наук, профессор,
О.Г. ЛЕНИВЦЕВА, аспирант,
О.А. БУТЫЛЕНКОВА, аспирант,
А.А. ЛОСИНСКАЯ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 15 февраля 2012 года

О.А. Бутыленкова – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: boal17@ngs.ru

Рассматриваются структурные особенности боридных слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошка аморфного бора на заготовки низкоуглеродистой стали. Методами оптической и растровой электронной микроскопии исследована структура покрытий, сформированных за один, два и три прохода электронного луча. Показано, что на различных по глубине слоях формируются различные по форме бориды железа. Один и тот же тип боридных кристаллов при микроскопических исследованиях может проявляться в различных формах в зависимости от углов пересечения кристаллов с поверхностью микрошлифа.

Ключевые слова: бориды железа, вневакуумная электронно-лучевая обработка, структура.

Введение

Борирование является одним из широко используемых технологических процессов поверхностного упрочнения деталей машин и элементов конструкций. Благодаря высоким триботехническим свойствам и повышенной твердости боридных слоев эта технология применяется для упрочнения поверхности изделий, работающих в условиях повышенного износа [1]. Наиболее целесообразно борированию подвергать изделия строительной и сельскохозяйственной техники, а также детали горношахтного оборудования, эксплуатация которых сопровождается воздействием различного рода абразивных сред.

К традиционным способам борирования относятся печное борирование, борирование в жидкой и газовой средах [2]. Однако эти процессы обладают рядом недостатков, основны-

ми из которых являются большая длительность диффузионного насыщения сталей бором и малая толщина упрочненного слоя. Использование технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки (ВЭЛО) позволяет избежать указанных выше недостатков и получить высокопрочные боридные слои толщиной свыше 1 мм [3–5]. ВЭЛО дает возможность с высокой производительностью наплавлять порошки различного типа на крупногабаритные заготовки.

В процессе наплавки боросодержащих порошков образуются кристаллы боридов железа различной формы [4, 5]. Целью данной работы является исследование морфологии кристаллов типа Fe_2B , полученных при оплавлении порошка аморфного бора на стальной заготовке электронным пучком, выведенным в воздушную атмосферу.

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2012 годы.

Технологические параметры наплавки

Ток пучка	4 мА
Расстояние от выпускного окна до заготовки	90 мм
Энергия пучка электронов	1,4 МэВ
Плотность насыпки	0,2 г/см ²
Скорость перемещения образцов относительно пучка электронов	10 мм/с

Материалы и методы исследования

В качестве заготовок использовались пластины низкоуглеродистой стали 20 размером 50×100×14 мм следующего химического состава: 0,18 % С, 0,23 % Si, 0,50 % Mn, 0,04 % S, 0,035 % P. Для поверхностного легирования стальных заготовок применяли порошок аморфного бора марки А (ТУ 212-001-4953404-2003) в смеси с порошком железа и флюса MgF₂. Процесс наплавки осуществлялся в Институте ядерной физики СО РАН на промышленном ускорителе электронов типа ЭЛВ-6. Технологические параметры наплавки представлены в табл. 1.

Металлографические исследования структуры полученных образцов проводились на оптических микроскопах Carl Zeiss AxioObserver A1m и AxioObserver Z1m при увеличениях в диапазоне х50...х1000. Более глубокие исследования были выполнены на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP. Структуру материала выявляли химическим травлением в 3 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Трансмиссионные электронно-микроскопические исследования проводились на микроскопе Tecnai G20.

Результаты исследований и их обсуждение

Наплавка на стальную заготовку одного слоя аморфного бора приводит к образованию поверхностного слоя, обладающего явно выраженной градиентной структурой. Выделяющиеся при кристаллизации материала бориды являются разобщенными. Содержания бора для формирования в поверхностном слое сплошной боридной зоны недостаточно (рис. 1, а).

При двух- и трехслойной электронно-лучевой наплавке концентрация бора в расплаве возрастает

и формируются покрытия с более плотным расположением боридов. Поверхностные слои наплавленного материала практически полностью состоят из боридных кристаллов. По направлению к основному металлу содержание бора снижается, в результате чего уменьшается объемная доля боридов железа.

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о формировании при наплавке сложной структуры, характеризующейся наличием боридов различной формы и колоний эвтектики. При повышенном содержании бора образуются бориды железа округлой формы (рис. 1, б). Имеется два объяснения образованию кристаллов неправильной формы, в которых отсутствуют элементы симметрии. Одно из них аналогично объяснению неправильной формы зерен в поликристаллической структуре, формируемой при кристаллизации металлических материалов. Заключается оно в том, что растущие из множества центров кристаллы сталкиваются между собой, мешают росту друг друга и препятствуют тем самым правильной огранке.

Второе объяснение связано с типом боридов железа, образующихся при электронно-лучевой наплавке. Данные рентгенофазового анализа свидетельствуют о том, что при наплавке аморфного бора формируются бориды двух типов – FeB и Fe₂B. Гурьевым А.М. с соавторами отмечается, что соединение FeB склонно к выделению в виде частиц округлой формы, а бориды Fe₂B – в форме игл [6, 7]. Фаза FeB, содержащая большее количество бора по сравнению с боридом Fe₂B, преимущественно выделяется в поверхностном слое наплавленного материала. В направлении от поверхности наплавленного слоя к стальной подложке объемная доля фазы FeB снижается более интенсивно, чем Fe₂B.

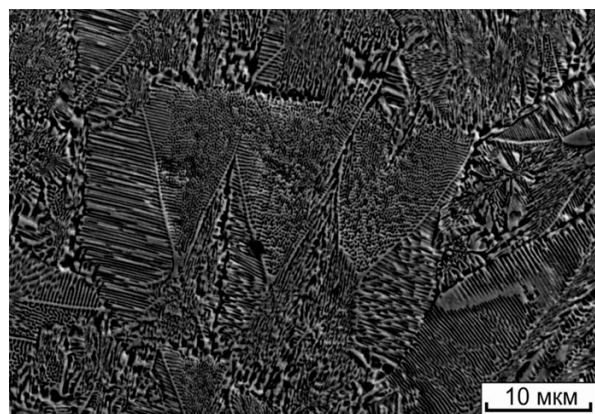
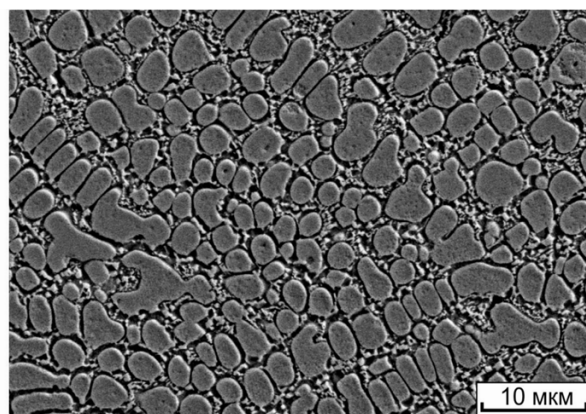
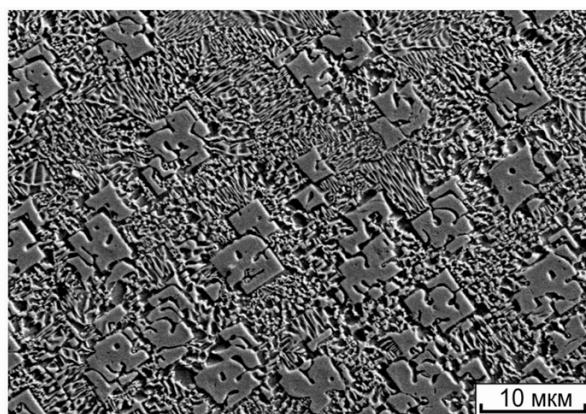
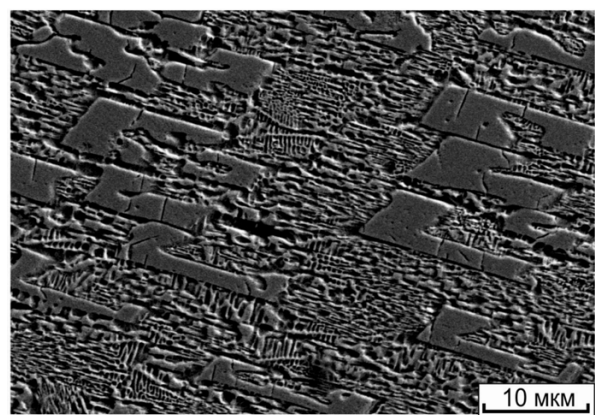
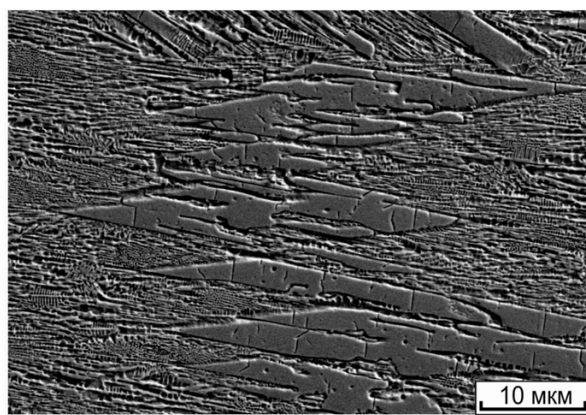
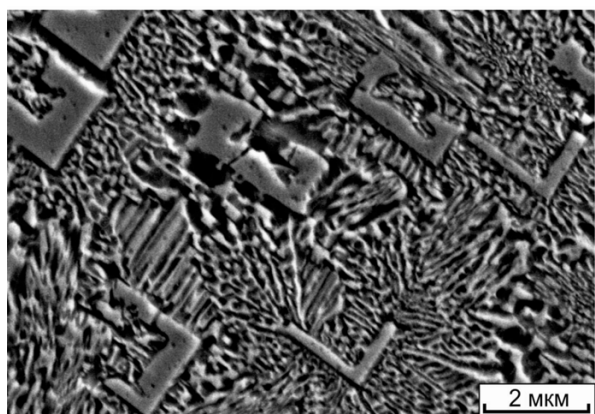
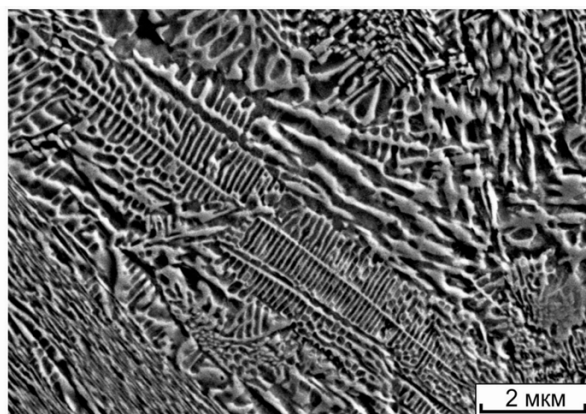
*a**б**в**г**д**е**ж**з*

Рис. 1. Структурные особенности боридов железа в различных по глубине слоях покрытия

Большинство исследователей отмечают, что фаза Fe_2B является более предпочтительной по сравнению с FeB . Несмотря на высокую твердость моноборида железа, его появление приводит к резкому охрупчиванию упрочненных слоев. В связи с этим особый интерес представляют кристаллы Fe_2B , во многих случаях характеризующиеся правильной геометрической формой.

По мере удаления от поверхности наплавки концентрация бора уменьшается. Структура представляет собой смесь эвтектики ($\alpha-Fe + Fe_2B$) и первичных кристаллов борида железа правильной геометрической формы,

расположенных на некотором расстоянии друг от друга (рис. 1, в). В этих зонах концентрация бора достаточна для роста отдельных боридных кристаллов, ориентированных в одном направлении, которые в поперечном сечении могут иметь форму прямоугольника.

Малое содержание бора в нижележащих слоях может являться причиной формирования дефектных кристаллов, контуры которых принимают разнообразную форму в зависимости от их расположения относительно поверхности шлифа (рис. 1, г – ж). Такие дефектные кристаллы представляют собой пустотелые каркасы различной формы. При дальнейшем снижении концентрации бора и приближении к

основному металлу образования боридных кристаллов не наблюдается, структура представляет собой эвтектику сложного типа (рис. 1, з).

Таблица 2

Форма кристаллов борида железа Fe_2B различной степени дефектности, наблюдаемых на поверхности металлографического шлифа в зависимости от их ориентации в объеме наплавленного слоя (углов α и β)

Форма кристалла	$\alpha = 0^\circ$					$\alpha = 45^\circ$					$\alpha = 60^\circ$				
	β					β					β				
	0°	30°	45°	60°	90°	0°	30°	45°	60°	90°	0°	30°	45°	60°	90°
1	■	◆	◆	◆	■	◆	◆	◆	◆	■	◆	◆	◆	◆	■
2	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣	▣
3	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤	▤
4	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥	▥
5	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧	▧
Форма кристалла	$\alpha = 80^\circ$														
	β														
	0°	30°	45°	60°	90°										
1	▨	▨	▨	▨	▨										
2	▩	▩	▩	▩	▩										
3	▪	▪	▪	▪	▪										
4	▬	▬	▬	▬	▬										
5	▮	▮	▮	▮	▮										

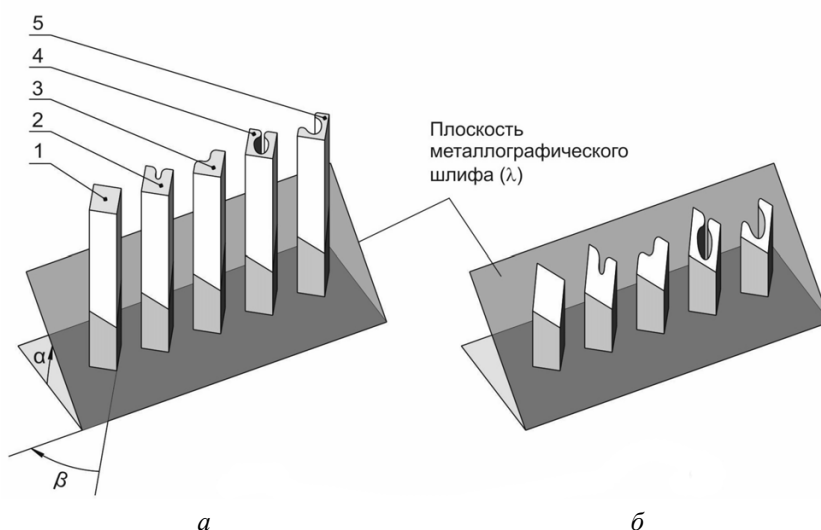


Рис. 2. Сечение кристаллов борида железа Fe_2B , обладающих различной степенью дефектности, плоскостью металлографического шлифа

морфологии боридных кристаллов, наблюдаемых в наплавленном слое, весьма разнообразна и в общем случае представляется хаотичной и не поддающейся классификации. Однако многообразие форм кристаллов на металлографическом снимке представляет собой лишь двумерное отображение реальных частиц упрочняющей фазы. Для более глубокого понимания морфологии боридных кристаллов авторами работы предложена модель нескольких типов кристаллов Fe_2B : от кристалла идеальной формы до кристаллов с повышенной степенью дефектности (рис. 2). Для упрощения каждый кристалл считался прямолинейным стержнем квадратного сечения. В дефектных кристаллах контур дефекта сохранялся неизменным на всем его протяжении. В качестве поверхности шлифа служила секущая плоскость λ , положение которой по отношению к кристаллам описывается углами α и β .

Форма кристаллов для некоторых углов α и β представлена в табл. 2. При горизонтальном положении секущей плоскости λ форма наблюдаемых кристаллов практически не искажена, поэтому они легко идентифицируются (табл. 2, $\alpha = 0^\circ$). При изменении угла наклона секущей плоскости наблюдаются значительные искажения формы боридов (например, при $\alpha = 80^\circ$, табл. 2), вследствие чего их принадлежность к тому же самому семейству кристаллов неочевидна.

Заключение

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка является эффективным методом получения износостойких боридных покрытий на основе из низкоуглеродистой стали. Однослойная наплавка порошка аморфного бора не позволяет создать сплошной боридный слой на поверхности покрытия. При двух- и трехслойной наплавке концентрация бора возрастает, структура слоя резко изменяется при движении от поверхности к основному металлу.

В структуре рассматриваемых боридных покрытий условно можно выделить несколько зон: зону сплошных боридов, зону, содержащую бориды правильной геометрической формы, и зону с дефектной структурой боридных включений. Для более полного понимания морфологии боридных кристаллов предложена модель, позволяющая объяснить и классифицировать разнообразие геометрических форм боридов.

Список литературы

1. *Ткачев В.Н.* Работоспособность деталей машин в условиях абразивного изнашивания. – М.: Машиностроение, 1995. – 335 с.
2. *Ворошнин Л.Г.* Борирование стали / Л.Г. Ворошнин, Л.С. Ляхович. – М.: Металлургия, 1978. – 238 с.
3. *Полетика И.М.* Формирование упрочняющих покрытий методом наплавки в пучке релятивистских электронов / И.М. Полетика, М.Г. Голковский, М.Д. Борисов, Р.А. Салимов, М.В. Перовская // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – № 5. – С. 29–41.
4. *Теплыkh А.М.* Boride coatings structure and properties, produced by atmospheric electron-beam cladding / А.М. Теплыkh, М.Г. Golkovskiy, I.A. Bataev, E.A. Drobyaz, S.V. Veselov, E.D. Golovin, A.A. Bataev, A.A. Nikulina // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 287–290. – P. 26–31.
5. *Теплых А.М.* Борирование низкоуглеродистой стали с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки / А.М. Теплых, М.Г. Голковский, А.А. Батаев, В.А. Батаев, Е.А. Дробяз, Е.Д. Головин, А.С. Гонтаренко // Труды международной конференции по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов. – (Томск, 5-9 сентября 2011 г.). – Томск: ИФПМ СО РАН. – 2011. – С. 494–496.
6. *Иванов С.Г.* Исследование процессов диффузионного насыщения сталей из смесей на основе карбида бора / С.Г. Иванов, А.М. Гурьев, Е.А. Кошелева, О.А. Власова, М.А. Гурьев // Современные наукоемкие технологии. – 2008. – № 3 – С. 55–56.
7. *Гурьев А.М.* Интенсификация процессов химико-термической обработки металлов и сплавов / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, О.А. Власова // Успехи современного естествознания. – 2008. – № 8 – С. 48–50.

Morphology of iron borides in coatings, produced by non-vacuum electron beam cladding

I.A. Bataev, N.V. Kurlaev, O.G. Lenivtseva,
O.A. Butylenkova, A.A. Losinskaya

The structural peculiarities of boride layers produced by non-vacuum electron beam cladding on low carbon steel substrate were studied. Methods of optical microscopy and scanning electron microscopy were used to investigate structure of one- two- and three-layered boride coatings. It was shown, that iron borides have different structures at different distances from the cladding surface. It was shown, that boride crystals of some particular type are able to appear in different shapes depending on angle of intersection with the surface of specimen microsection.

Key words: iron borides, non-vacuum electron beam cladding, structure.

ВНЕВАКУУМНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ ТИТАН–ТАНТАЛ–НИОБИЙ НА ТИТАН ВТ1-0*

*Т.В. ЖУРАВИНА, аспирант,
 И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент,
 А.А. РУКТУЕВ, аспирант,
 А.П. АЛХИМОВ, доктор техн. наук, профессор,
 О.Г. ЛЕНИВЦЕВА, аспирант,
 О.А. БУТЫЛЕНКОВА, аспирант,
 (НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 15 февраля 2012 года

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

Исследованы покрытия системы титан–тантал–ниобий, сформированные на сплаве ВТ1-0 методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Структурные исследования проводили методом оптической и растровой электронной микроскопии. Дана оценка коррозионной стойкости наплавленного слоя. Полученные покрытия имеют сложную структуру, сформировавшуюся в процессе быстрого охлаждения. Большое влияние на структуру покрытий оказывает распределение тантала и ниобия, а также кислорода.

Ключевые слова: титан, тантал, ниобий, вневакуумная электронно-лучевая наплавка

Введение

Титан и его сплавы являются одними из наиболее перспективных материалов для применения в различных отраслях машиностроения, они широко применяются в авиа- и ракетостроении, медицине. К основным достоинствам титановых сплавов относятся высокий уровень коррозионной стойкости, низкая плотность, высокая удельная прочность [1].

Несмотря на способность титановых сплавов эффективно эксплуатироваться во многих агрессивных средах, в некоторых случаях их коррозионная стойкость является недостаточной для успешного практического применения. В частности, речь идет о ядерной энергетике и химическом машиностроении, где конструкции наиболее ответственного назначения изготавливают из сплавов ниобия или тантала. Ниобий и тантал, известные благодаря своим коррозион-

ным свойствам, более высокими, чем у титана, отличаются также и дороговизной. На сегодняшний день стоимость порошка титана составляет ~ 4400 руб/кг, ниобия ~ 9000 руб/кг, а тантала ~ 35 000 руб/кг. В связи с этим вопрос о замене сплавов тантала и ниобия на более дешевые титановые сплавы является актуальным.

В ряде работ было показано, что сплавы систем Ti-Ta и Ti-Ta-Nb имеют значительно более высокие показатели коррозионной стойкости по сравнению с чистым титаном [2–8]. Например, в работе [2] отмечается, что сплав Ti-5 % Ta отличается особо высокой коррозионной стойкостью и при эксплуатации в ряде химических сред может служить заменителем платины. Авторы работ [3, 4] показали, что сплав Ti-40 % Ta обладает такой же высокой коррозионной стойкостью, как и чистый тантал. Широкие перспективы применения сплавов Ti-Ta-Nb в ядерной энергетике отмечают авторы работы [5]. Большой комплекс ра-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2012 годы (Гос. контракт № 16.513.11.3035).

бот, демонстрирующий высокую коррозионную стойкость сплавов системы Ti-Ta-Nb, выполнен коллективом индийских авторов, работающих в центре ядерных исследований [6–8].

В настоящей работе для повышения коррозионной стойкости титановых сплавов и снижения стоимости продукции предлагается использовать покрытия системы Ti-Ta-Nb, сформированные методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков на поверхности технически чистого титана. Особенности реализации этого технологического процесса, в том числе и его высокая производительность при формировании покрытий различного назначения и химического состава, описаны в работах [9, 10].

Методы исследования и особенности постановки эксперимента

В качестве основного материала в работе использовались пластины технически чистого титана марки ВТ1-0 с габаритными размерами 100×50×10 мм. Для наплавки использовалась смесь порошков титана, тантала и ниобия со средними размерами частиц 100, 100 и 40 мкм соответственно. В качестве флюса применяли порошки CaF₂ и LiF. Перед наплавкой порошки металлов и флюса тщательно перемешивались в следующем соотношении: 26 % (масс.) Ta; 26 % (масс.) Nb; 18 % (масс.) Ti; 22,0 % (масс.) CaF₂; 8 % (масс.) LiF. Поверхностная плотность насыпки составляла 0,45 г/см².

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка проводилась на ускорителе ЭЛВ-6 производства Института ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН. Были реализованы следующие режимы наплавки порошковых материалов: энергия электронов – 1,4 МэВ, ток пучка – 24 мА, мощность пучка – 33,5 кВт. Скорость перемещения образцов относительно электронного луча составляла 10 мм/с. Для ускорения процесса и обеспечения равномерности наплавляемого слоя применяли поперечное сканирование электронного пучка, обеспечиваемое за счет электромагнитной развертки. Частота сканирования составляла 50 Гц, амплитуда – 50 мм, форма тока в отклоняющем устройстве была пилообразной.

Для проведения структурных исследований в работе применяли оптический микроскоп Carl Zeiss AxioObserver A1m и растровый электрон-

ный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP, оснащенный энергодисперсионным микрорентгено-спектральным анализатором Oxford Instruments XAct. Химическое травление образцов выполняли в растворе, состоящем из 20 мл 40 %-го водного раствора KOH, 10 мл 30 %-го водного раствора H₂O₂ и 40 мл воды при температуре 80 °С. Микрорентгеноспектральный анализ проводили на полированных нетравленных образцах.

Для проведения испытаний на коррозионную стойкость наплавленный слой вырезали из основного материала. В качестве контрольного материала использовали титан ВТ1-0 (основной металл). Испытания проводили в растворе, состоящем из 10 % (об.) плавиковой кислоты, 10 % (об.) серной кислоты и 80 % (об.) воды. Такой раствор является достаточно агрессивной средой как для титановых сплавов, так и для сплавов на основе тантала и ниобия. Коррозионную стойкость материалов оценивали по потере массы на единицу площади образца.

Результаты исследований и их обсуждение

Общий вид наплавленного электронным лучом покрытия представлен на рис. 1. В структуре покрытия можно выделить ряд характерных зон: зону наплавленного металла, основной металл и переходную зону.

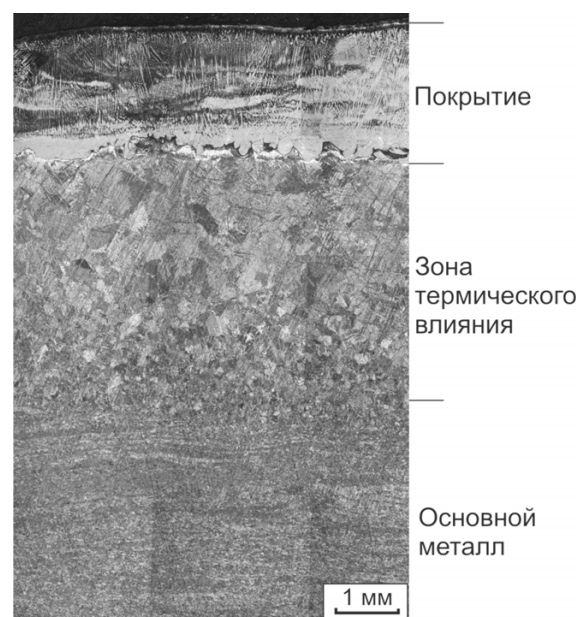


Рис. 1. Поперечное сечение покрытия Ti-Ta-Nb, сформированного на заготовке из технически чистого титана

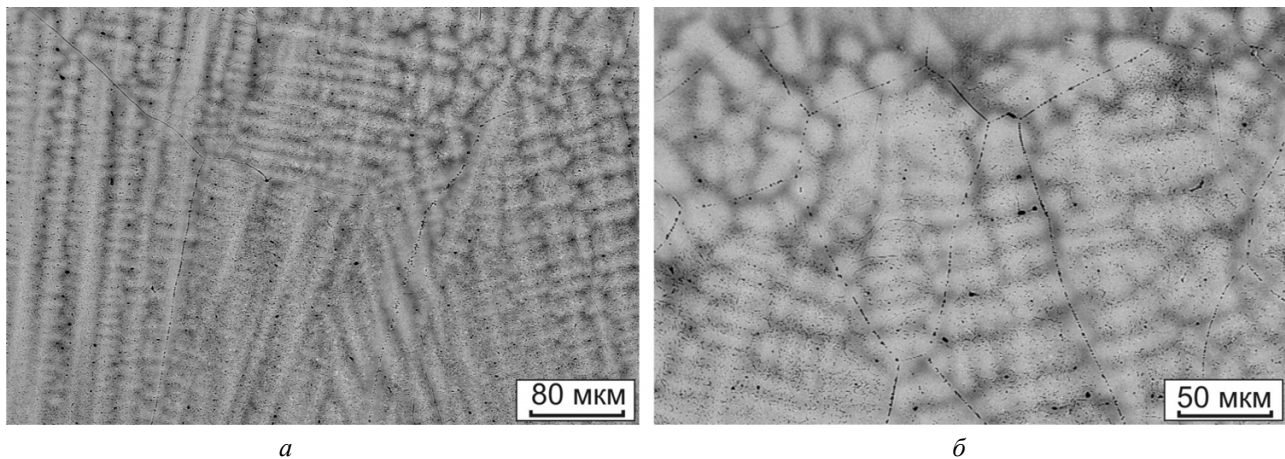


Рис. 2. Строение дендритов в нижней (а) и верхней (б) зонах покрытия

Наплавленный слой имеет сложное строение, обусловленное неравновесными условиями кристаллизации расплава. Отличительной особенностью материала наплавки является дендритная структура, сформированная в процессе высокоскоростного охлаждения (рис. 2, а, б). На фоне дендритов при травлении выявляются границы зерен. Следует отметить, что форма и размеры зерен коррелируют с формой и размерами дендритов. В нижней части наплавленного слоя, где в результате ускоренного теплоотвода в материал основы сформировались вытянутые дендриты, зерна также имеют вытянутую форму, примерно соответствующую длине самих дендритов. В верхней части покрытия в результате изменения условий охлаждения были сформированы дендриты, ширина и длина которых примерно соизмеримы. Форма и размеры зерен в этой ча-

сти покрытия близки к полиэдрической. Следует отметить, что условия охлаждения в верхней части наплавленного металла могли приводить к ориентации дендритов и зерен в направлении, перпендикулярном плоскости шлифа.

Длительное (около 5 мин) травление позволило выявить особенности дислокационной структуры покрытия. Внутри крупных зерен формируются более мелкие субзеренные построения, границы которых выявляются в виде скоплений мелких точек (рис. 3).

Внутризеренное строение наплавленного материала в значительной степени зависит от характера распределения тантала и ниобия, а также кислорода. Следует отметить, что тантал и ниобий стабилизируют бетта-фазу титана, в то время как кислород является одним из сильнейших альфа-стабилизаторов. Результаты микрорентгеноспектрального анализа, проведенного с большой площади (около 2 мм^2), представлены в таблице.

Химический состав покрытия

Химический элемент	Ti	Ta	Nb
Содержание, % (вес.)	67.3	16.5	16.2

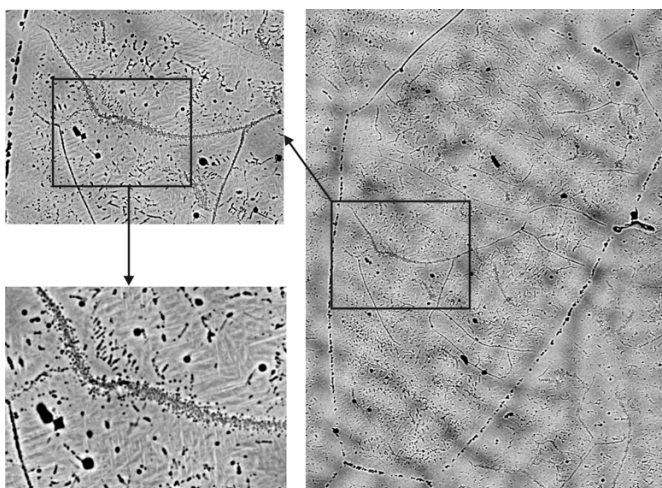


Рис. 3. Особенности зеренно-субзеренной структуры наплавленного слоя

В связи с низкой точностью метода энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа в области малых энергий количественное содержание кислорода в наплавленном слое не оценивалось. Другая проблема, также снижающая точность количественного определения кислорода, заключается в близком расположении М-серии титана с $\text{K}\alpha$ кислорода. В то же время косвенно содержание кислорода в покрытии

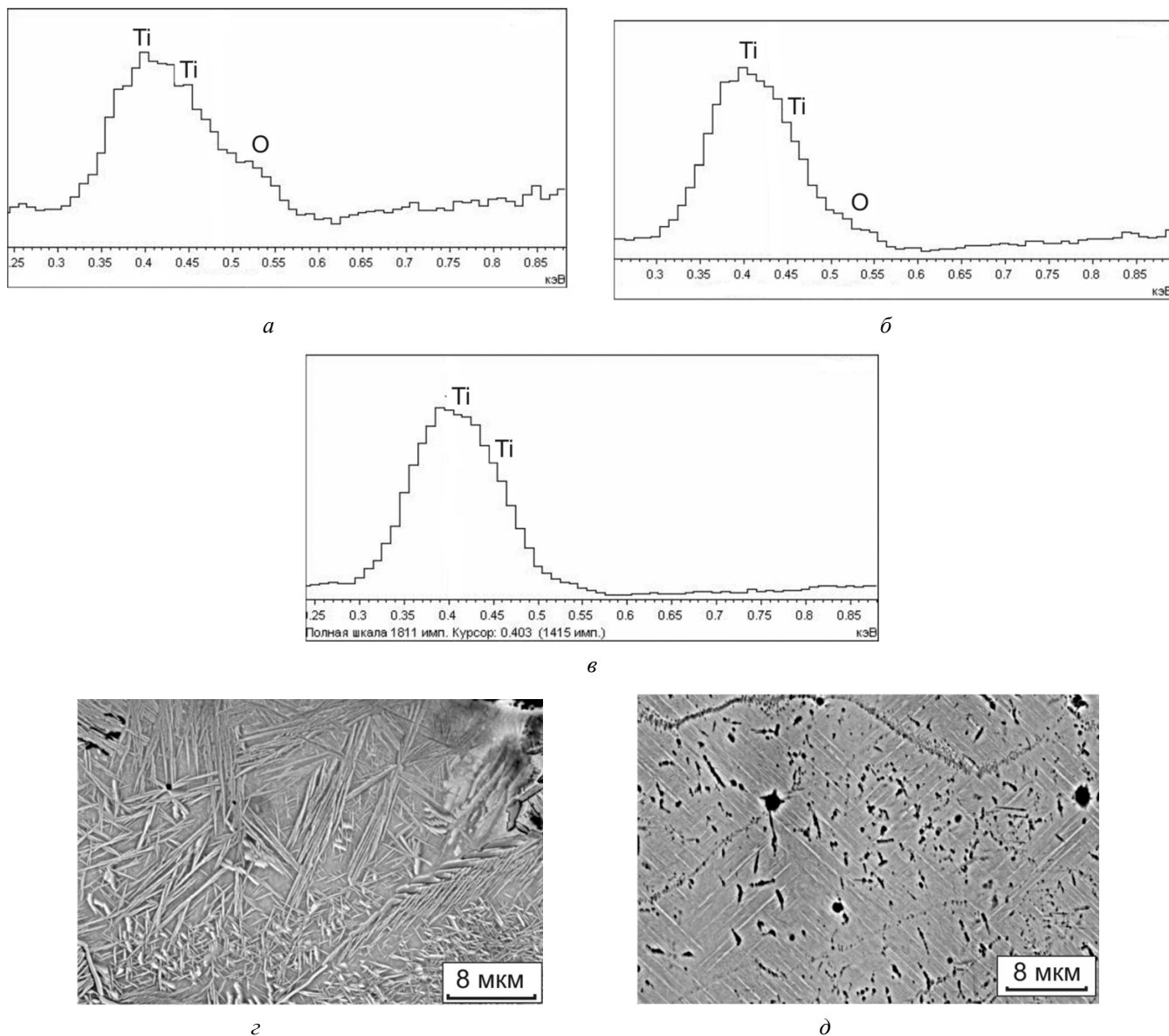


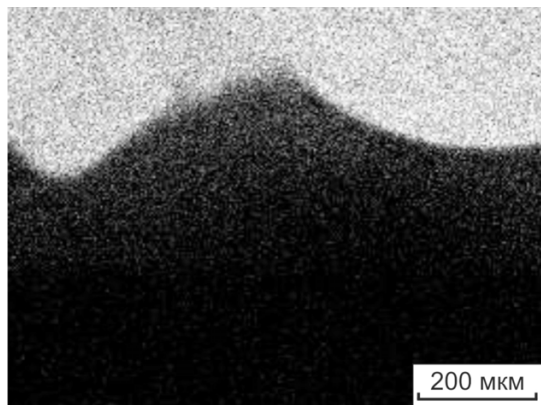
Рис. 4. Спектры, зафиксированные методом микрорентгеноспектрального анализа на глубине 20 мкм (а); 500 мкм (б) и в основном металле (в), и фотографии микроструктуры покрытия на глубине 20 мкм (г) и 500 мкм (д)

можно оценить, анализируя характер полученных спектров (рис. 4, а – в).

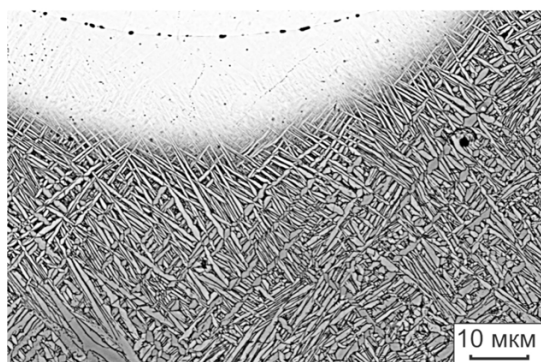
Анализ представленных спектров свидетельствует о том, что интенсивность пика кислорода является максимальной в поверхностном слое покрытия, а в основном материале кислород практически отсутствует.

Сопоставляя данные химического состава покрытия с результатами структурных исследований, можно сделать вывод о том, что слой толщиной 30...60 мкм, образованный вблизи поверхности наплавленного металла, существенно отличается своим строением от основной части покрытия. Несмотря на наличие флюса в процессе наплавки была возможность взаимодей-

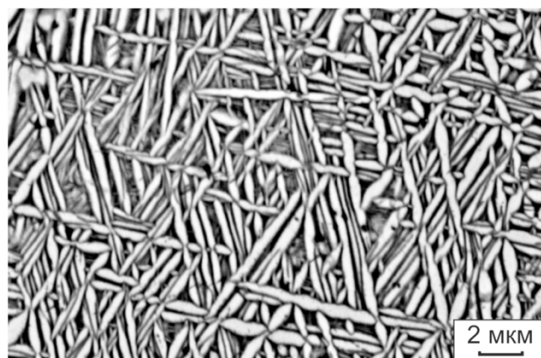
ствия расплавленного металла с кислородом атмосферы. Результатом этого процесса могло явиться формирование тонкого поверхностного слоя, в котором альфа-фаза титана является значительно более стабильной по отношению к бета-фазе. Таким образом, в процессе быстрого охлаждения наплавленного металла в поверхностном слое сформировалась типичная игольчатая структура α' - или α'' -мартенсита (рис. 4, г). Характерная структура остальной части покрытия представлена на рис. 4, д. В связи с высокой концентрацией тантала и ниобия и пониженной концентрацией кислорода в этой части покрытия могла сформироваться структура смешанного типа (закаленные α - и β -фазы).



а



б



в

Рис. 5. Карта распределения ниобия в переходном слое между материалом покрытия и основой (а) и микроструктура переходного слоя (б, в)

Диффузионный слой, образующийся между материалом покрытия и сплавом ВТ1-0, имеет малую толщину. Карта распределения ниобия в этом слое представлена на рис. 5, а. Относительно низкое содержание ниобия и тантала в этой зоне было недостаточным, чтобы стабилизировать бетта-фазу при комнатной температуре. Таким образом, на этом участке сформировалась мартенситная структура α' (или α'') типа (рис. 5, б, в).

Результаты оценки коррозионной стойкости наплавленного электронным лучом материала и

титана ВТ1-0 представлены на рис. 6. Из рисунка видно, что скорость потери массы материала покрытия значительно ниже, чем скорость потери массы титана технической чистоты.

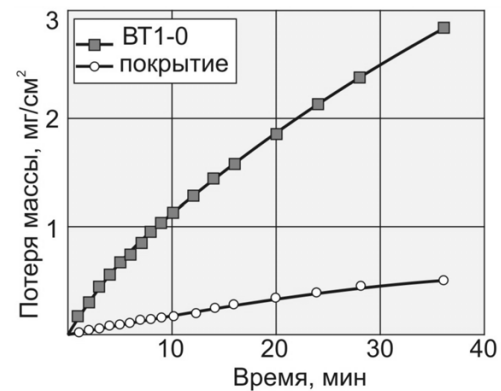


Рис. 6. Зависимость потери массы материалов от времени их пребывания в коррозионной среде

Заключение

Вневакуумная электронно-лучевая наливка является эффективным методом получения коррозионно-стойких покрытий системы Ti-Ta-Nb на заготовке из титана ВТ1-0. Покрытие обладает сложной структурой, сформированной в результате неравновесного охлаждения расплава. В структуре покрытия на разных масштабных уровнях можно выделить следы дендритного строения, зеренные и субзеренные границы, закаленные участки с игольчатой структурой. Для повышения однородности покрытия рациональным является проведение дополнительной термообработки. Коррозионная стойкость полученного покрытия значительно превосходит коррозионную стойкость сплава ВТ1-0.

Список литературы

1. *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* [Электрон. ресурс]: Volume 2. – (ASM Handbook). – Электрон. дан. – ASM International, 1992. – 3470 с.
2. *Титановые сплавы*. Металлография титановых сплавов. – М: Металлургия, 1980. – 464 с.
3. *Mardare A.I. A combinatorial passivation study of Ta-Ti alloys / A.I. Mardare, A. Savan, A. Ludwig, A.D. Wieck, A.W. Hassel // Corrosion Science. – 2009. – Vol. 51. – P. 1519–1527.*
4. *De Souza K.A. Influence of concentration and temperature on the corrosion behavior of titanium,*

titanium-20 and 40 % tantalum alloys and tantalum in sulfuric acid solutions / K.A. de Souza, A. Robin // *Materials Chemistry and Physics*. – 2007. – Vol. 103. – P. 351–360.

5. *Raj B.* Materials development and corrosion problems in nuclear fuel reprocessing plants / B. Raj, U. K. Mudali // *Progress in Nuclear Energy*. – 2006. – Vol. 48. – P. 283–313.

6. *Karthikeyan T.* Solidification structure in Ti–5Ta–1.8Nb weld / Karthikeyan T., Dasgupta A., Saroja S., Vijayalakshmi M. // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2009. – Vol. 14. – P. 597–605.

7. *Karthikeyan T.* Studies on weldability of Ti–5Ta–1.8Nb alloy / T. Karthikeyan, A. Dasgupta, S. Saroja, M. Vijayalakshmi, V. S. Raghunathan // *Journal of Nuclear Materials*. – 2004. – Vol. 335. – P. 299–301.

8. *Shankar A.R.* Effect of heat treatment on the corrosion behaviour of Ti–5Ta–1.8Nb alloy in boiling

concentrated nitric acid / A.R. Shankar, R.K. Dayal, R. Balasubramaniam, V.R. Raju, R. Mythili, S. Saroja, Vijayalakshmi M., V.S. Raghunathan // *Journal of Nuclear Materials*. – 2008. – Vol. 372. – P. 277–284.

9. *Teplykh A.M.* Boride coatings structure and properties, produced by atmospheric electron-beam cladding / M.G. Golkovskiy, A.A. Bataev, E.A. Drobyaz, S.V. Veselov, E. D. Golovin, I.A. Bataev, A.A. Nikulina // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 287–290. – P. 26–31.

10. *Golkovsky M.G.* Cladding of tantalum and niobium on titanium by electron beam, injected in atmosphere / M.G. Golkovsky, T.V. Zhuravina, I.A. Bataev, A.A. Bataev, S.V. Veselov, V.A. Bataev, E.A. Prikhodko // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 314–316. – P. 23–27.

Non-vacuum electron beam cladding of titanium, tantalum and niobium powders on titanium substrate

T.V. Zhuravina, I.A. Bataev, A.A. Ruktuev,
A.P. Alkhimov, O.G. Lenivtseva, O.A. Butylenkova

The coatings Ti-Ta-Nb on titanium substrate produced by non-vacuum electron beam treatment were studied. Structure of the coatings was investigated by optical microscopy and scanning electron microscopy. Corrosion resistance of the coatings was estimated. The coatings have a complex structure due to rapid cooling. Distribution of tantalum, niobium and oxygen has a great influence on structure of the coatings.

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

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА «СТАЛЬ 12Х18Н10Т – СТАЛЬ 5ХВ2С», ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ*

*Е. А. ПРИХОДЬКО, аспирант,
А. П. АЛХИМОВ, доктор техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 15 февраля 2012 года

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

С использованием методов структурного анализа изучено строение композитов, сформированных сваркой взрывом тонких пластин инструментальной и аустенитной сталей. Показано, что закалка многослойных композитов приводит к формированию сложной структуры, содержащей слои исходных сталей и слои нового химического состава. Результатом структурных изменений является двукратный рост ударной вязкости.

Ключевые слова: разнородные стали, сварка взрывом, термическая обработка.

Введение

Слоистые композиционные материалы, полученные сваркой взрывом, известны своими уникальными свойствами, такими как высокая прочность, трещиностойкость, сопротивление коррозии и изнашиванию. С целью разработки новых материалов такого типа для различных областей применения выполнено большое количество работ. Обычно сварка взрывом применяется для получения биметаллических или трехслойных композиций. В то же время имеются работы, отражающие результаты структурных исследований и свойств композитов, содержащих девять, тринадцать и двадцать один слой [1–3]. В некоторых случаях при получении слоистых композитов методом сварки взрывом для снятия внутренних напряжений необходимо проведение промежуточного отжига. Изучению струк-

турных преобразований, происходящих на этом этапе формирования многослойных материалов, внимания уделяется мало [4–5]. Настоящая работа посвящена исследованию влияния закалки и отпуска на структуру и свойства композитов, полученных путем сварки взрывом нержавеющей стали аустенитного класса и инструментальной стали.

Методика проведения исследований

Исследовали тринадцатислойные композиты из стали 5ХВ2С и хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н10Т, полученные сваркой взрывом по схеме, представленной на рис. 1. Тринадцатислойные пакеты исследовались в состоянии после закалки в масло от 880 °С и отпуска при 200 °С.

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

Химический состав нержавеющей аустенитной стали

Элемент	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Ti	W
Сталь 12X18H10T	0,12	0,73	0,55	0,05	0,01	8,18	16,8	0,54	–
Сталь 5XB2C	0,30	0,29	0,66	0,04	0,02	0,11	16,8	–	2,16

Габариты соединяемых пластин составляли 60×110×1 мм. Химический состав материалов представлен в таблице. Расчетная скорость точки контакта и углов соударения на 1, 2, 3, 4, 5 и 6 границе составили 3483 м/с и 22,3°; 2927 м/с и 18,3°; 2411 м/с и 16,6°; 2411 м/с и 16,6°; 2927 м/с и 18,3°; 3483 м/с и 22,3° соответственно.

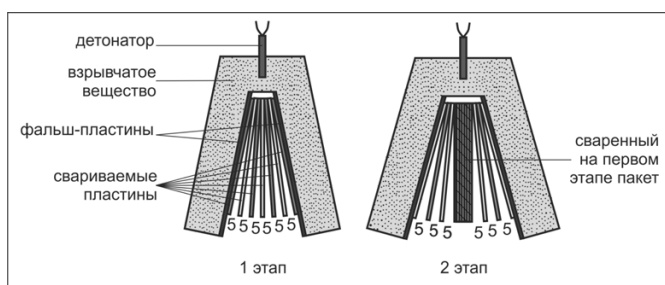
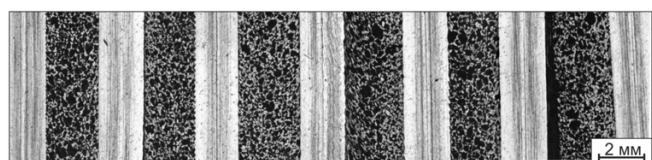


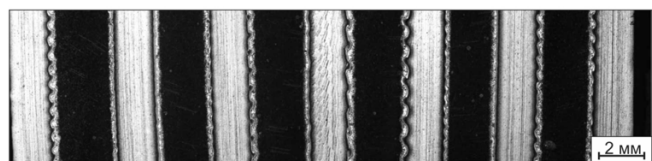
Рис. 1. Схема сварки пластин за два этапа. Цифрами обозначены зазоры между пластинами

Результаты исследований и их обсуждение

Общий вид композита до и после закалки и отпуска приведен на рис. 2. Нагрев композита до 880 °С привел к формированию шести зон с различной структурой и уровнем твердости (рис. 3, а–в). Помимо исходных структур мартенсита (рис. 3, б, зона 1) и аустенита (рис. 3, б, зона 6), в соединении были обнаружены феррит (рис. 3, б, зона 2), участки переплава (рис. 3, б, зона 4), участки аустенита с распределенными в нем карбидами (рис. 3, б, зона 5). На начальном



а



б

Рис. 2. Общий вид композита до (а) и после (б) закалки и отпуска

этапе происходила диффузия атомов углерода из поверхностных слоев инструментальной стали, и в околошовной зоне формировался слой со структурой феррита (рис. 3, б, зона 2). Толщина обедненного углеродом слоя составляет ~ 40 мкм (на гребнях волн) и ~ 100 мкм (во впадинах волн). Диффузия легирующих атомов идет перпендикулярно поверхности раздела и соответственно на гребнях волн объем материала, в который возможно диффузионное проникновение атомов, будет больше, чем во впадинах. Отмеченная разница также обусловлена различной степенью пластической деформации материала на гребнях и во впадинах волн. Нанотвердость обедненного углеродом слоя является наименьшей в исследуемом композите и составляет 2 ГПа (рис. 3, в).

В результате термической обработки возрастает концентрация углерода в аустенитной стали (рис. 3, а, б). В исходном состоянии, благодаря стабилизации γ -фазы титаном, углерод в хромо-

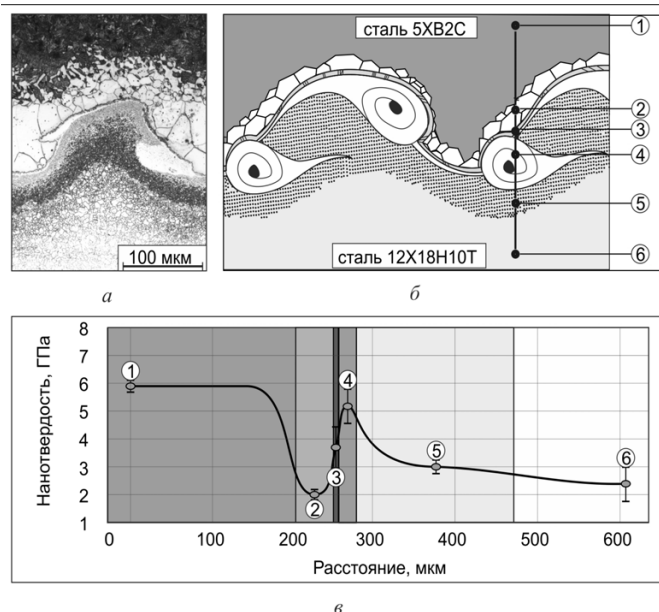


Рис. 3. Структура слоистого композиционного материала «инструментальная сталь – нержавеющая сталь» после закалки (а); схематическое изображение зон, сформированных в процессе закалки композиционного материала, состоящего из инструментальной и хромоникелевой аустенитной сталей (б); твердость различных зон закаленного композита (в)

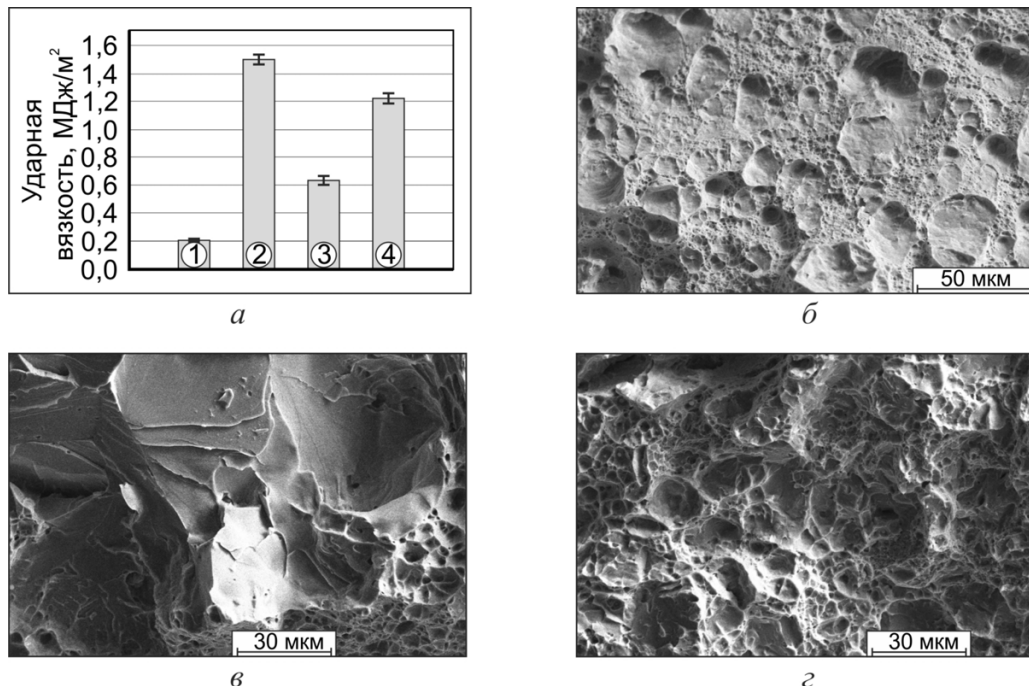


Рис. 4. Результаты исследований и разрушения:

результаты испытаний материалов на ударную вязкость (а): 1 – сталь 5XB2C после закалки и отпуска; 2 – сталь 12X18H10T; 3 – сваренный взрывом композит «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T»; 4 – закаленный и низкоотпущенный композит «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T»; вязкий излом слоя аустенитной стали (б); хрупкое разрушение феррита в слое инструментальной стали (в); квазивязкое разрушение мартенсита инструментальной стали (г)

никелевой стали был связан в карбиды титана (TiC). Однако при насыщении стали углеродом в околошовной области формируются обогащенные хромом карбиды ($M_{23}C_6$), что повышает твердость материала примерно до 3 ГПа. Максимальная глубина упрочненного карбидами слоя достигает ~ 200 мкм, минимальная составляет ~ 55 мкм.

На границе между соединяемыми пластинами зафиксирован тонкий (~ 3...5 мкм) слой, состоящий из аустенита и хаотично расположенных в нем пакетов мартенсита (рис. 3, а, б). Присутствие в анализируемой области повышенного количества остаточного аустенита объясняется незавершенностью процесса мартенситного превращения. Вследствие диффузии хрома и никеля из стали 12X18H10T в инструментальную сталь 5XB2C концентрация легирующих элементов в последней повысилась, что привело к смещению точек начала и конца мартенситного превращения в область более низких температур.

Для исследования влияния структурных изменений на механические свойства композитов были проведены испытания на ударную вязкость (рис. 4, а). Ударная вязкость композита после

термической обработки возросла в два раза по сравнению с термически необработанным композитом (с 0,65 МДж/м² до 1,26 МДж/м²). Объясняется это релаксационными процессами, развивающимися в процессе термической обработки в хромоникелевой стали, а также особенностями разрушения стали 5XB2C (рис. 4, в, г).

При нагреве до 540 °С в аустенитной стали начинают проявляться процессы полигонизации, сопровождающиеся снижением плотности дислокаций, их перераспределением, образованием границ субзеренного типа. Это приводит к снижению твердости и прочности, а также увеличению вязкости материала.

Термическая обработка сваренного взрывом композита «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T» влияет на характер разрушения обеих сталей. «Ямки» на поверхности разрушения в аустенитной стали становятся менее глубокими (рис. 4, б). Феррит, сформированный в инструментальной стали, разрушается по хрупкому механизму (рис. 4, в), а мартенсит, наоборот, характеризуется более вязким механизмом разрушения (рис. 4, г). Аналогичное явление ранее отмечалось при разрушении двухфазных

феррито-мартенситных сталей. Затруднение пластической релаксации в феррите приводит к тому, что эта фаза не тормозит процесс зарождения и распространения трещины. Разупрочнение ее происходит по механизму скола. При небольшой объемной доле феррита более вязкой фазой является граничащий с ней мартенсит.

Область между разнородными сталями, представляющая собой остаточный аустенит с пакетами мартенсита, разрушается с образованием излома смешанного типа.

Выводы

Закалка с низким отпуском композита «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T» приводит к формированию сложной структуры, состоящей из слоев исходных сталей, а также из слоев переменного химического состава, полученных в результате диффузии. Благодаря высокому качеству соединения пластин и отсутствию преград между разнородными сталями даже кратковременный нагрев при закалке вызывает активную диффузию атомов легирующих элементов.

Ударная вязкость полученных сваркой взрывом композитов занимает промежуточное значение между ударной вязкостью исходных материалов. Закалка и низкий отпуск композитов «инструментальная сталь – аустенитная сталь» в два раза повышает ударную вязкость по срав-

нению с незакаленным композитом. Закалка и отпуск композита «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T» изменяет характер разрушения феррита и мартенсита в переходной зоне. Феррит разрушается по хрупкому механизму, мартенсит – по квазивязкому.

Список литературы

1. *Formation of the intermetallic layers in Ti-Al multilayer composites* / V.I. Mali, I. A. Bataev, A.A. Bataev, A.I. Smirnov, D.V. Pavliukova, P.S. Yartsev // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vols. 311–313. – P. 236–239.
2. *Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing* / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.I. Mali, D.V. Pavliukova // *Materials & Design*. 2012. – Vol. 35. – P. 225–234
3. *Structure and fatigue crack resistance of multilayer materials produced by explosive welding* / I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, V. Burov, E. Golovin, A. Smirnov, E. A. Prikhodko // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vols. 287–290. – P. 108–111.
4. *Effects of heat treatments on mechanical properties of Fe/Al explosion-welded structural transition joints* / L. Tricarico, R. Spina, D. Sorgente, M. Brandizzi // *Materials & Design*. – 2008. – Vol. 30. – P. 2693–2700.
5. *Bataev A.A., Bataev I.A., Mali V.I., Esikov M.A., Prikhodko E.A.* // *Proceedings of IFOST-2011*. – 6th International Forum on Strategic Technologies. – P. 1–5.

Effect of quenching and tempering on the structure and mechanical properties of laminated composites “steel 12X18H10T – steel 5XB2C” obtained by explosive welding

E. A. Prikhodko, A. P. Alkhimov

The structure of composites formed by explosive welding of thin sheets of tool and austenitic steels was studied by structural analysis methods. It is shown that the quenching and tempering of composites leads to the formation of complicated structure containing, along with layers of dissimilar steels, layers with new chemical compositions. Due to the structural changes there is an 2-fold increasing of impact toughness.

Key words: heterogeneous steels, explosive welding, heat treatment.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ОПЛАВЛЕНИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИСТОЧНИКАМИ*

*А.Г. ТЮРИН, канд. техн. наук, доцент,
А.И. СМИРНОВ, канд. техн. наук, доцент,
И.Ю. РЕЗАНОВ, магистрант,
А.А. РАЗУМАКОВ, магистрант,
Д.С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья получена 15 февраля 2012 года

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

Исследован фазовый состав вольфрамокобальтовой порошковой смеси ВК6 при температурах 20, 400, 600, 800, 1000 и 1200 °С. Установлено, что в процессе нагрева в порошковой смеси ВК6 протекает ряд физико-химических взаимодействий, сопровождающихся изменением фазового состава. Результатом такого взаимодействия является образование фазы Co_3W_3C , устойчивой до температуры появления жидкой фазы. Приведены результаты металлографических исследований структуры вольфрамокобальтовых покрытий, полученных с применением лазерной и вневакуумной электронно-лучевой обработок. Показано, что степень взаимодействия упрочняющей фазы (WC) покрытия с основным металлом (Fe) определяются скоростью нагрева и охлаждения. Применение высокоэнергетических методов позволяет уменьшить размер образующихся карбидов $(Fe, W)_6C$ от 50...100 мкм (при скорости нагрева 1 °С/с) до 1...3 мкм (при скорости нагрева ~850 °С/с).

Ключевые слова: вольфрамокобальтовые покрытия, вневакуумная электронно-лучевая обработка, обработка лазерным лучом.

Введение

В последние годы наряду с традиционными способами термического упрочнения поверхности и нанесения защитных покрытий все более широкое применение находят технологические процессы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии, таких как лазерная и электронно-лучевая обработка. По сравнению с традиционными источниками нагрева обработка концентрированными потоками энергии отличается рядом особенностей:

- высокая плотность энергии, позволяющая получать минимальную зону термического влияния и большую глубину проплавления;

- возможность плавного регулирования параметров высокоэнергетической обработки позволяет получать широкий интервал температурно-временных режимов нагрева;

- возможность термического воздействия на малую глубину, что обеспечивает незначительные термические деформации.

Достоинства высокоэнергетических методов особенно актуальны при формировании покрытий, содержащих твердые частицы карбида вольфрама. При жидкофазном спекании вольфрамокобальтовой порошковой смеси на поверхности стали имеет место взаимодействие упрочняемого металла (Fe) с покрытием (WC), приводящее к частичному или полному раство-

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

рению карбидов. Растворение упрочняющего компонента происходит с образованием крупных карбидов $(Fe,W)_6C$ и эвтектик дендритной формы $Fe - (Fe,W)_6C$, что приводит к значительному снижению характеристик долговечности и надежности покрытия и композиции в целом.

Существенное влияние на скорость протекания химической реакции между WC и Fe оказывают технологические режимы, а именно скорость нагрева и время жидкофазного спекания. Значительного уменьшения степени взаимодействия можно достигнуть за счет обработки концентрированными потоками энергии. Применение высокоэнергетических методов (лазерный и электронный луч) для нанесения покрытий позволяет за относительно малые промежутки времени получить высокие температуры на поверхности изделий, а высокая теплопроводность стальных образцов приводит к быстрому отводу тепла в глубь металла. Это обеспечивает возможность создания новых изделий с покрытиями, сочетающих высокую долговечность с достаточной надежностью.

Цель работы. Исследование структуры и свойств вольфрамокобальтовых покрытий, полученных с применением методов лазерного и электронно-лучевого оплавления.

Одним из этапов достижения поставленной цели являлось исследование структурно-фазовых превращений, протекающих в вольфрамокобальтовой порошковой смеси ВК6 при нагреве до температур жидкофазного спекания.

Материалы и методы исследования

В качестве упрочняемого металла выбрана конструкционная углеродистая сталь 20, в качестве материала покрытия – вольфрамокобальтовая порошковая смесь ВК6. Для детонационного напыления использовали порошковую смесь DURMAT 101 WC/Co 88/12.

Доставку частиц покрытия на упрочняемую поверхность стальных образцов осуществляли с применением шликерного литья и детонационного напыления. Детонационный метод был выбран с целью обеспечения оплавляемому слою достаточной технологической прочности, позволяющей проводить обработку с применением лазерного нагрева. При этом структура детонационных покрытий не оптимизировалась по по-

ристости и прочностным характеристикам. Напыление осуществляли на установке Detonation Spray equipment, CCDS 2000 при следующих технологических режимах: длина ствола – 800 мм; расстояние до образца – 200 мм; детонирующий газ – $C_2H_2 + 1,05 O_2$; заполнение ствола 34 %; скорость полета частиц – 596 м/с.

Структуру поверхностных слоев с покрытиями, полученными высокоэнергетическими методами, сравнивали со структурой покрытий, полученных жидкофазным спеканием в вакуумной печи. Спекание проводили в вакуумной печи СВ 2.4.2/15 при скоростях нагрева от 0,4 до 1 °C/с и времени спекания от 5 до 60 с.

Обработку детонационных вольфрамокобальтовых покрытий лазерным излучением осуществляли на лазерном технологическом комплексе «Сибирь-2» в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН. Мощность лазерного излучения составляла: 1,7; 2; 2,2; 2,4; 2,6; 2,8 кВт, скорость перемещения образцов относительно лазерного луча – 2 м/мин.

Электронно-лучевое оплавление покрытий проводили на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики СО РАН. Обработку осуществляли по следующим режимам: ускоряющее напряжение – 1,4 МэВ; ток электронного пучка – 4, 8 и 12 мА; расстояние от выпускного окна до образца – 70 мм; скорость перемещения образца относительно пучка – 10 мм/с.

Металлографические исследования проводили на световом микроскопе Carl Zeiss AXIO Observer A1m и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50, оснащенном микроанализатором EDS X-Act, который позволяет проводить химический анализ участков размером 1 мкм.

Исследование фазового состава порошковой смеси ВК6 при температурах 20, 400, 600, 800, 1000 и 1200 °C проводили на рентгеновском $\theta - \theta$ дифрактометре ARL X'TRA компании «Thermo Electron SA». Съёмка дифракционных картин производилась по схеме Брэгга – Брентано с применением в качестве источника рентгеновского излучения длиннофокусной трубки с медным анодом мощностью 2,2 кВт. Нагрев образцов проводили в вакуумной камере модели НТК2300 производства компании Anton Paar. Скорость нагрева образцов составляла 1 °C/с. Вакуум в ка-

мере обеспечивался на уровне $1 \cdot 10^{-4}$ мбар. Порошковая смесь ВК6 наносилась на платиновую пластину – держатель образца, в нижней части которой крепилась Pt-10 % RhPt термopара, что позволяло в процессе нагрева фиксировать температуру анализируемого порошка. Съемка дифракционных картин осуществлялась в угловом диапазоне $2\theta = 30 \dots 90^\circ$ в пошаговом режиме сканирования со временем накопления $t = 3$ с на точку и шагом $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$. Выбор углового диапазона рентгенограммы обусловлен появлением в нем (в случае образования фазы) наиболее сильных линий следующих фаз: WC, W_2C , M_6C , $M_{12}C$, α - и β -кобальта и других фаз исследуемой системы.

Микротвердость исследуемых объектов определяли в соответствии с ГОСТ 9450. Для проведения испытаний использовался микротвердомер для проведения испытаний по Виккерсу Model 402MVD производства Wolpert Group. Измерение осуществляли в автоматическом режиме при нагрузке на алмазную пирамиду 200 граммов.

Результаты и обсуждение

В процессе нагрева спекаемой композиции до температур появления жидкой фазы возможен ряд физико-химических взаимодействий как между компонентами вольфрамокобальтовой смеси между собой, так и с упрочняемым металлом. Результатом взаимодействий такого рода могут являться растворение упрочняющего компонента покрытия, образование нежелательных фаз как в покрытии, так и в переходном слое, а также миграция жидкой фазы. Отмеченные процессы способствуют выравниванию химического состава и структуры в поперечном сечении спекаемой композиции и снижению механических свойств поверхностно-упрочненного материала. В этой связи немаловажное значение приобретают результаты, характеризующие изменения фазового состава вольфрамокобальтовой порошковой смеси ВК6 при нагреве до температуры образования жидкой фазы. Для получения данных о физико-химических процессах, протекающих в порошковой смеси ВК6 при жидкофазном спекании, определяли фазовый состав порошка при температурах 20, 400, 600, 800, 1000 и 1200 °С. На рис. 1 представлены рентгенограммы, харак-

теризующие фазовый состав при температурах 400 и 1200 °С.

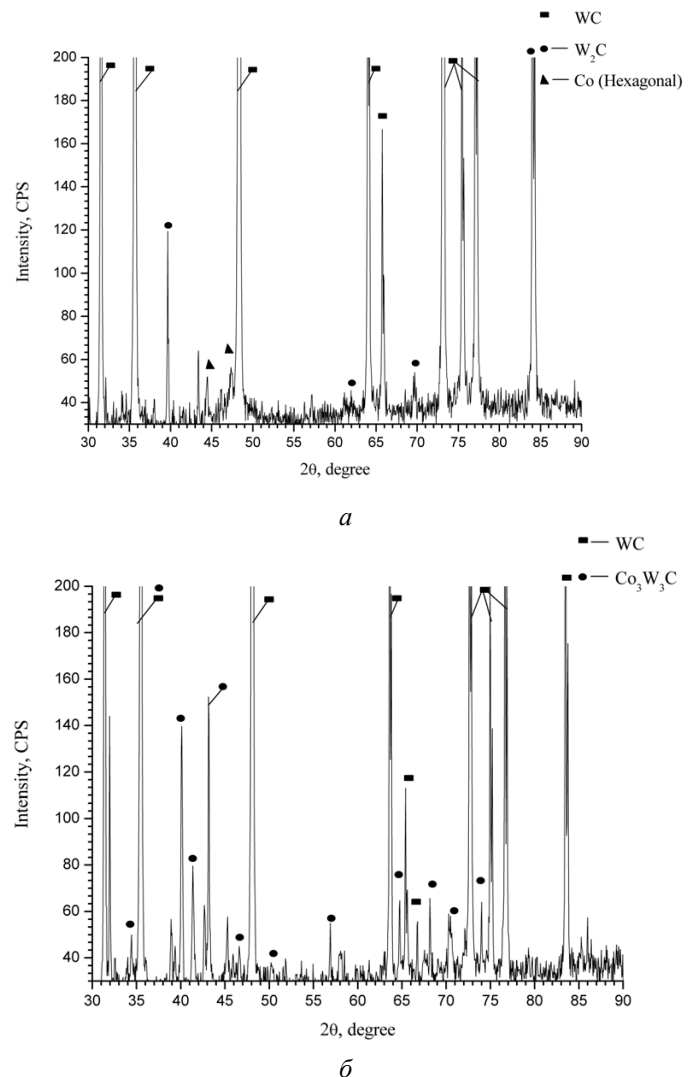


Рис. 1. Рентгенограммы фазового состава сплава ВК6 при температурах:
 а – 400 °С; б – 1200 °С

Следует отметить, что фазовый состав порошковой смеси ВК6 при температуре 400 °С идентичен фазовому составу при комнатной температуре. В структуре сплава присутствует кобальт с гексагональным типом решетки, образовавшийся при измельчении порошка кобальта в шаровой мельнице. Как отмечается в работе [1], пластическая деформация частиц кобальта приводит к стабилизации α -модификации, имеющей гексагональную решетку. Кроме α -кобальта в сплаве фиксируются карбиды вольфрама – WC и W_2C . Сравнивая интенсивности пиков от фаз WC и W_2C , можно отметить незначительную объемную долю карбида W_2C . Исследование

фазового состава порошковой смеси ВК6 при температуре 600 °С свидетельствует об образовании β -модификации кобальта, имеющей ОЦК-решетку, взамен структуры гексагонального типа. Полученный результат хорошо согласуется с литературными данными, свидетельствующими о полиморфном превращении кобальта, при котором происходит смена типа кристаллической решетки с α -модификации, имеющей гексагональный тип решетки, в β -модификацию, имеющую объемно-центрированную кубическую решетку. Согласно работе [2] температура полиморфного превращения кобальта составляет 427 °С. Еще одной фазой, фиксируемой при температуре 600 °С, является сложный карбид вольфрама и кобальта – $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. Появление фазы данного стехиометрического состава обусловлено физико-химическим взаимодействием Co и WC . Дальнейшее повышение температуры до 1000 °С способствует замене соединения $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ на $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$. Отмеченное соединение фиксируется и при температуре 1200 °С, что позволяет сделать вывод об образовании жидкой фазы на базе соединения $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$.

Отмеченные фазовые превращения протекают в вольфрамокобальтовой порошковой смеси и при спекании на поверхности стали. Отличительной особенностью спекания покрытий является образование карбидов типа $(\text{Fe,W})_6\text{C}$. Например, спекание в вакуумной печи шликерного осадка толщиной 3 мм из порошковой смеси ВК6 на поверхности сталей 20 в случае низких скоростей нагрева (до 0,4 °С/с) и времени спе-

кания больше 60 с приводит к полному растворению частиц упрочняющей фазы с образованием в структуре покрытия эвтектик $\text{Fe} - (\text{Fe,W})_6\text{C}$ дендритной формы, в которой карбид $(\text{Fe,W})_6\text{C}$ образует ребра дендритного скелета (рис. 2, а). Твердость дендритного скелета ~10 000 МПа, твердость между ребрами ~ 6600 МПа. Размер образующихся эвтектических ячеек находится в пределах 250...600 мкм [3].

Увеличение скорости нагрева до 1 °С/с и уменьшение времени спекания до 10 с позволяет сохранить частицы карбида вольфрама в покрытии, при этом толщина переходного слоя составляет 200...300 мкм (рис. 2, б). В переходном слое присутствуют частицы карбида $(\text{Fe,W})_6\text{C}$ размером от 50 до 100 мкм. Микротвердость полученных покрытий составляет ~ 8000 МПа.

Анализ локальных микрообъемов покрытия показал, что фазы имеют следующий химический состав: крупные карбиды в переходном слое содержат $22,58 \pm 1,49$ % Fe, $77,42 \pm 5,94$ % W, мелкие карбиды покрытия содержат 97 % W и $2,14 \pm 0,31$ % Fe. В связующей фазе покрытия содержится преимущественно железо ($93,68 \pm 5,53$ %), в котором растворено $6,32 \pm 1,00$ % W.

Вневакуумное электронно-лучевое оплавление вольфрамокобальтовой порошковой смеси на поверхности стали 20 при скорости нагрева ~ 850 °С/с значительно снижается время, в течение которого происходит реакция частиц WC с Fe. Металлографический анализ поперечных шлифов показал, что после электронно-лучевой обработки в поверхностном слое формируется

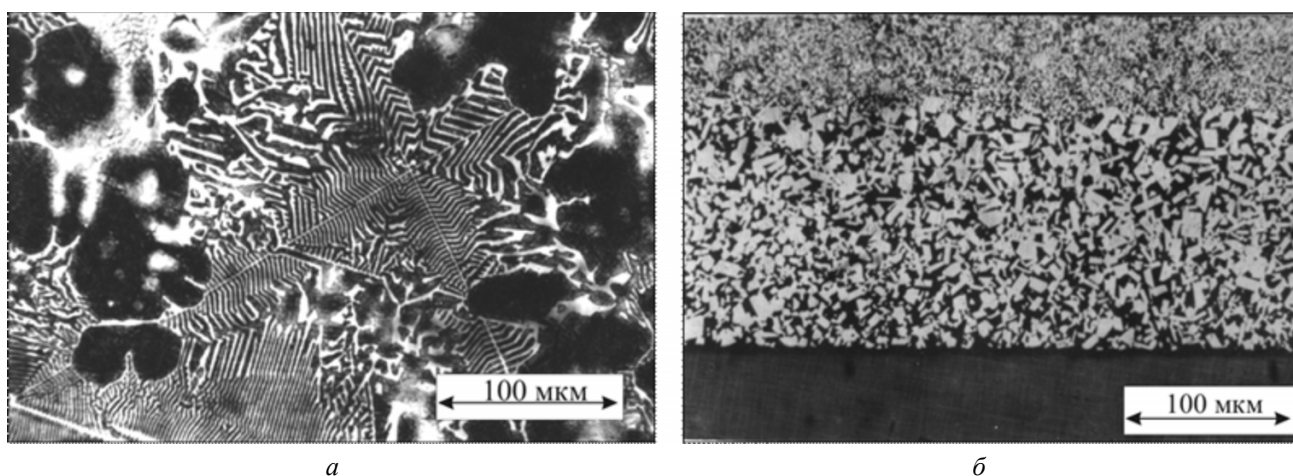


Рис. 2. Микроструктура покрытий ВК6, полученных при спекании в вакуумной печи:

а – $T_{\text{сп}} = 1250$ °С, $\tau_{\text{сп}} = 60$ с; б – $T_{\text{сп}} = 1250$ °С, $\tau_{\text{сп}} = 10$ с

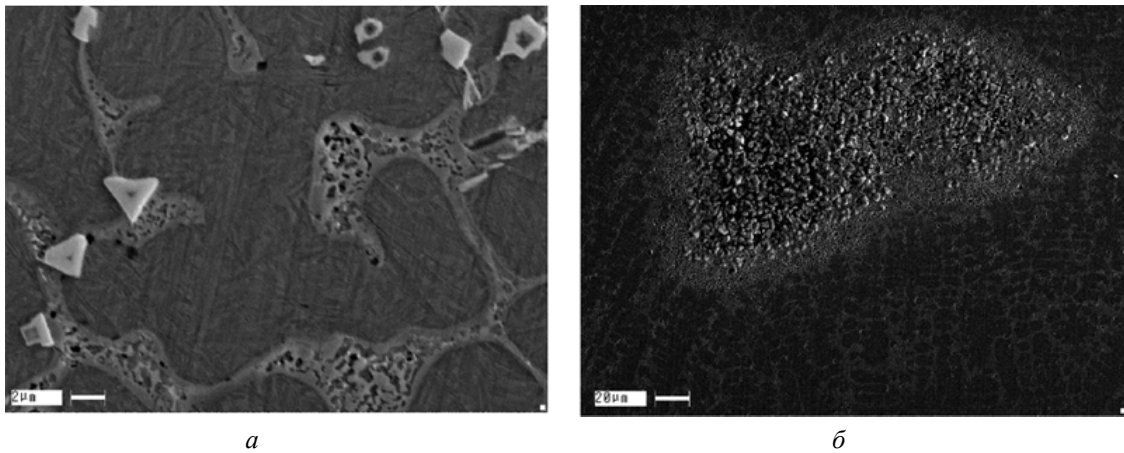


Рис. 3. Микроструктура покрытия после электронно-лучевого оплавления порошковой смеси ВК6 на поверхности стали 20

дендритная структура с распределенными в ней карбидными частицами (рис. 3, а).

Установлено, что независимо от режимов электронно-лучевого оплавления происходит интенсивное растворение карбидной фазы с образованием карбидов $(Fe, W)_6C$ и дендритных колоний $Fe-(Fe, W)_6C$. Размер структурных составляющих эвтектики находится в диапазоне от 0,2 до 0,4 мкм. Микротвердость полученных покрытий соизмерима с микротвердостью про-

мышленного твердого сплава ВК6 и составляет 12 000 МПа. Высокие значения микротвердости, вероятно, обусловлены мелким размером компонентов эвтектики и твердорастворным упрочнением материала связи покрытия с образованием мелкодисперсной мартенситной структуры.

На границе раздела между покрытием и основным металлом обнаружены зоны с размерами от нескольких десятков до 500 мкм, представляю-

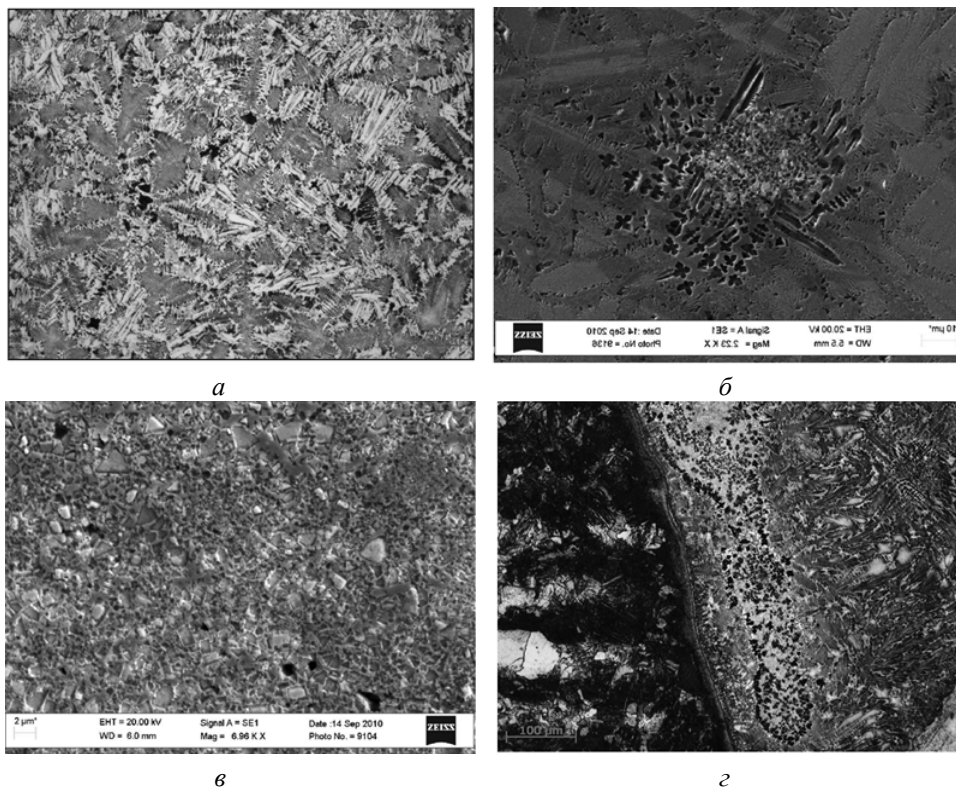


Рис. 4. Микроструктура детонационного покрытия ВК6 после лазерного оплавления

щие собой скопления карбидных частиц WC (размером до 1 мкм) и $(Fe,W)_6C$ (размером 3...5 мкм), рис. 3, б. Значения микротвердости скоплений составляют 24 300 МПа, что значительно превышает микротвердость промышленных твердых сплавов. Рентгеноструктурным анализом оплавленных образцов было установлено присутствие карбида $(Fe,W)_6C$, α -Fe и WC.

Металлографические исследования покрытий, полученных на стали 20 после лазерного оплавления при различных мощностях лазерного луча (от 1,7 до 2,8 кВт), выявили сложный состав поверхностного слоя (рис. 4). В структуре поверхностного слоя можно выделить: области покрытия, имеющие дендритное строение; участки покрытия, имеющие в своем составе частицы карбида вольфрама и включения двойных карбидов $(Fe,W)_6C$; закаленную структуру стали 20; исходную структуру стали 20.

Замечено, что увеличение мощности лазерного луча способствует увеличению объема расплавленного металла, что способствует увеличению области, имеющей дендритное строение. Кроме того, на границе с покрытием присутствует науглероженная область, которая вследствие интенсивного отвода тепла в процессе обработки претерпела мартенситное превращение.

Структурные изменения в процессе лазерного оплавления аналогичны изменениям, имеющим место при спекании в вакуумной печи. Отличительной особенностью является то, что минимизация времени спекания приводит к значительному уменьшению размеров дендритных колоний, а также образующихся частиц карбидов

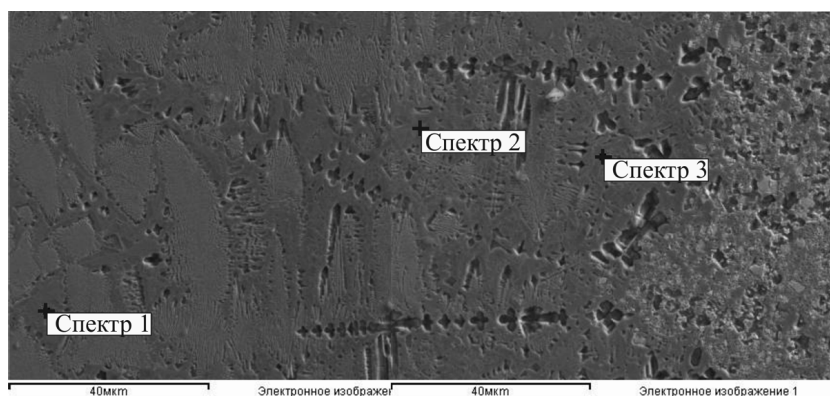


Рис. 5. Микроструктура детонационного покрытия после оплавления лазерным лучом

$(Fe,W)_6C$. Например, размер дендритных колоний эвтектики Fe – $(Fe,W)_6C$ при спекании в вакуумной печи лежит в диапазоне 250...600 мкм, а при спекании лазерным лучом – 20...50 мкм.

Образование большого количества структурных элементов связано с неравномерным распределением вольфрама и углерода в различных областях покрытия. В местах с большими концентрациями вольфрама и углерода двухфазная структура «WC-связка» сохраняется. Уменьшение содержания углерода приводит к появлению карбидов $(Fe,W)_6C$ и скелетообразных дендритов. Незначительное уменьшение концентрации вольфрама приводит к преобладанию Fe в составе эвтектики. Дальнейшее уменьшение количества вольфрама делает присутствие $(Fe,W)_6C$ в составе эвтектики незначительным. Подтверждением данного предположения могут выступать результаты определения концентрации вольфрама, углерода и железа в материале связки покрытия (см. рис. 5 и таблицу).

Измерения микротвердости в поперечном сечении полученных композиций показали, что значения микротвердости находятся примерно

Содержание химических элементов в материале связки покрытия (к рис. 5)

Элемент	Спектр 1		Спектр 2		Спектр 3	
	весовой %	атомный %	весовой %	атомный %	весовой %	атомный %
C	5,14	21,62	7,69	30,70	8,04	33,61
Fe	76,92	69,54	71,84	61,65	62,19	55,91
Co	6,72	5,76	4,19	3,41	4,06	3,46
W	11,21	3,08	16,28	4,24	25,72	7,02
Итого	100,00		100,00		100,00	

на одном уровне и составляют $\approx 14\ 000$ МПа и практически не зависят от мощности лазерного излучения. В структуре покрытия наибольшими значениями микротвердости обладают участки, представляющие собой скопления частиц карбида вольфрама и двойных карбидов $(\text{Fe,W})_6\text{C}$. Микротвердость указанных областей находится в пределах $17\ 000\ \dots\ 18\ 000$ МПа.

Выводы

1. Методом рентгено-фазового анализа определен состав вольфрамокобальтовой порошковой смеси ВК6 при температурах 20, 400, 600, 800, 1000 и 1200 °С. По полученным результатам можно проследить эволюцию фазового состава порошковой смеси ВК6 при повышении температуры. При температурах до 600 °С происходит взаимодействие Со и WC с образованием химического соединения $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. Повышение температуры до 1000 °С приводит к образованию соединения $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ взамен $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. Карбид $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ устойчив до температур жидкофазного спекания $1300\ \dots\ 1350$ °С.

2. Технология электронно-лучевого оплавления вольфрамокобальтовых покрытий существенно уменьшает время жидкофазного спекания, что приводит к уменьшению размера карбидов $(\text{Fe,W})_6\text{C}$ до $3\ \dots\ 5$ мкм. В переходном слое между покрытием и основным металлом присутствуют карбидные скопления размером

от 50 до 500 мкм, микротвердость которых находится в диапазоне $24\ 000\ \dots\ 27\ 000$ МПа.

3. В процессе лазерного оплавления вольфрамокобальтовой порошковой смеси на поверхности стали 20 происходит растворение частиц карбида вольфрама с образованием дендритных колоний эвтектики Fe – $(\text{Fe,W})_6\text{C}$. Размер образующихся в процессе лазерного оплавления частиц соединения $(\text{Fe,W})_6\text{C}$ составляет $1\ \dots\ 3$ мкм, а эвтектических колоний Fe – $(\text{Fe,W})_6\text{C}$ – $20\ \dots\ 50$ мкм.

4. Микротвердость покрытий, полученных методом лазерного оплавления при различной мощности лазерного излучения (1,7; 2; 2,2; 2,4; 2,6 и 2,8 кВт), примерно одинакова и составляет $\approx 14\ 000$ МПа. В покрытии присутствуют области, представляющие собой скопления частиц карбида вольфрама и $(\text{Fe,W})_6\text{C}$. Микротвердость этих участков составляет $17\ 000\ \dots\ 18\ 000$ МПа.

Список литературы

1. Третьяков В.И. Металлокерамические твердые сплавы. Физико-химические основы производства, свойства и области применения [Текст] / В.И. Третьяков. – М.: Металлургия, 1962. – 592 с.
2. Химическая энциклопедия. В 5 т. Т. 2. Даффа – Меди / редкол.: И.Л. Кнунянц (гл. ред.) и др. – М.: Сов. энцикл., 1990. – 671 с.
3. Тюрин А.Г. Исследование особенностей формирования твердосплавных покрытий на поверхности технического железа // Физическая мезомеханика. – Т. 7., Ч. 2. – 2004. – С. 209–211.

Study of structure formation features of WC-Co coatings obtained by melting with use of high-energy sources

A.G. Tyurin, A.I. Smirnov, I.Yu. Rezanov,
A.A. Razumakov, D.S. Terentiev

Phase composition of WC-Co powder mixture VK6 at 20, 400, 600, 800, 1000 and 1200 °С is investigated in the paper. It was established that during heating in the powder mixture VK6 some physico-chemical interactions take place, accompanied by the change of phase composition. The result of such interaction is formation of $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ phase, which is stable up to the temperatures of liquid phase appearance. The results of metallographic studies of the structure WC-Co coatings obtained with the use of laser and air electron beam treatments are given. It is shown that interaction degree between hardening phase (WC) and basic metal (Fe) is determined by the rates of heating and cooling. The use of high-energy methods allows to decrease the size of newly-formed carbides $(\text{Fe,W})_6\text{C}$ from 50-100 μm (heating rate 1 °C/s) to 1-3 μm (heating rate ~ 850 °C/s).

Key words: WC-Co coatings, air electron beam treatment, laser treatment

ПОВЕДЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ

*В.Г. БУРОВ, канд. техн. наук, профессор,
И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук,
Д. С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант,
А.А. ДРОБЯЗ, ассистент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 10 октября 2011 г.

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

Проведены исследования поведения наноразмерных частиц карбида вольфрама, полученных различными методами, при высокотемпературном нагреве. Показано, что при температуре в диапазоне 953...1110 °С и давлении атмосферы 20 Па частицы карбида вольфрама склонны к спеканию. В случае нагрева порошковых смесей «карбид вольфрама–кобальт» наноразмерные частицы, полученные плазмохимическим синтезом, химически взаимодействуют с кобальтом при температурах на 100...200 °С ниже, чем крупные частицы карбида вольфрама.

Ключевые слова: наноразмерные частицы, карбид вольфрама, высокотемпературный нагрев.

Введение

Одним из перспективных направлений улучшения физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств металлокерамических материалов, получаемых методами порошковой металлургии, является введение наноразмерных частиц в исходные порошковые смеси. В научной литературе имеется достаточно большое количество сведений о положительных результатах, достигнутых в этой области. Однако многие из этих результатов требуют проверки и научного обоснования, так как, относясь к области тонких технологий, либо не могут быть повторены из-за отсутствия сведений об отдельных факторах, являющихся важными, но не указанными при опубликовании результатов, либо являются поспешными выводами, которые не соответствуют реальности. В работах [1–3] отмечаются факты значительного повышения свойств металлокерамических твердых сплавов при введении в исходные порошковые смеси наноразмерных частиц карбида вольфрама. С целью выяснения влияния размеров частиц карбида вольфрама на процес-

сы химико-термического взаимодействия при спекании твердосплавных порошковых смесей изучено поведение этих частиц при высокотемпературном нагреве.

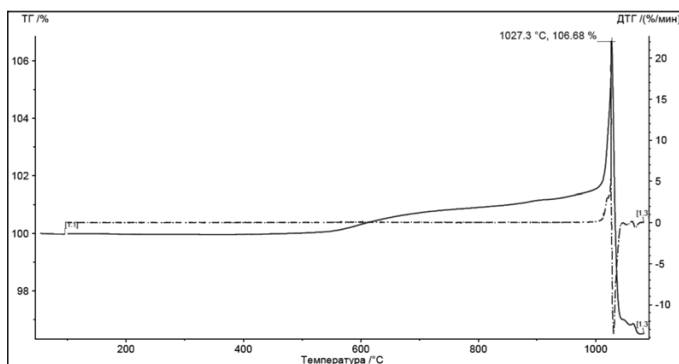
Методика проведения исследований

Изучалась химическая активность наноразмерных порошков карбида вольфрама, полученных методом плазмохимического синтеза, по методике, изложенной в работе [1]. Исследования проводили в высокотемпературной камере рентгеновского θ – θ дифрактометра *ARL X'TRA* и в термогравиметрической установке NETZSCH Jupiter STA 449C. Исследование поведения порошковых систем осуществлялось в автоматизированном режиме с использованием программного обеспечения Proteus, реализующего управление, контроль измерениями, выполняющимися сопряженной системой TG-QMS, и обработку полученных результатов в виде кривых ТГ, ДТГ и ДСК. Качественная оценка полученных кривых позволяет судить об изменении массы образца в процессе нагрева (кривая ТГ), о скорости из-

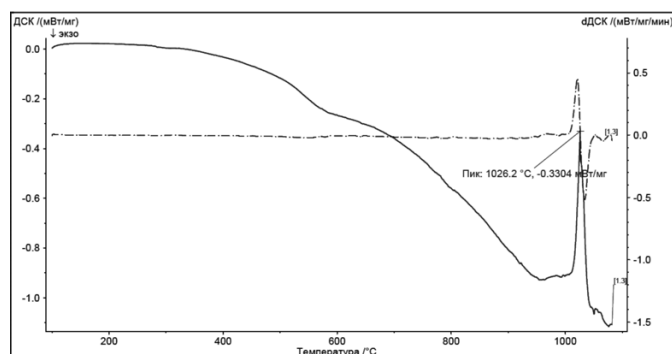
менения массы (кривая ДТГ) и об интенсивности тепловыделения при исследовании образца (кривая ДСК). Термогравиметрический анализ проводился в вакууме степенью 20 Па (1,5 мм рт. ст.) в течение 6 часов. Масса навесок порошковых материалов составляла от 1,5 до 400 мг. Порошки помещались в алюмооксидный тигель без крышки. Нагрев как наноразмерных порошков карбида вольфрама, так и их смесей с порошками металлов и с твердосплавными порошковыми смесями осуществлялся до температуры 1110 °С.

Полученные результаты

Нагрев наноразмерного порошка карбида вольфрама (рис. 1, а) выше 338 °С приводит к увеличению его массы, при достижении температуры 1027,3 °С прирост массы составляет 6,68 % – это свидетельствует о протекании процессов окисления при относительно невысоком вакууме.



а



б

Рис. 1. Результаты термогравиметрического анализа наноразмерного порошка карбида вольфрама:

а – ДТГ – дифференциальная термогравиметрическая кривая (скорость изменения массы), ТГ – термогравиметрическая кривая; б – ДСК – дифференциальная сканирующая калориметрия (тепловые эффекты в образце при нагреве)

Изменение внутренней энергии нанопорошков при температуре 953...1100 °С, (рис. 1, б; центр пика – 1026,2 °С) свидетельствует о протекании процессов изменения их структуры. Исследования частиц, подверженных нагреву в термогравиметрической установке, методами сканирующей и трансмиссионной микроскопии показали, что частицы объединяются в крупные комплексы, имеющие размеры до 100 мкм (рис. 2).

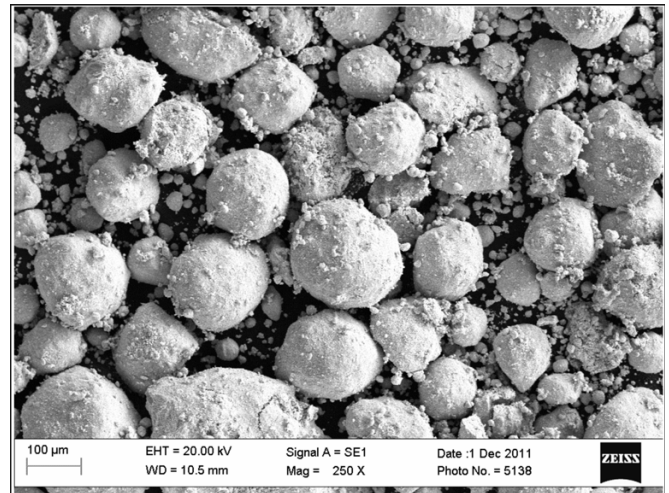
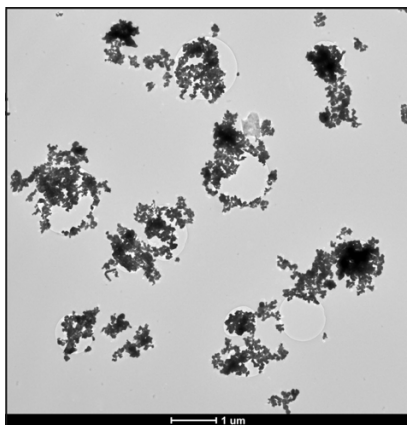


Рис. 2. Морфология образований из наноразмерного порошка карбида вольфрама после нагрева в термогравиметрической установке до температуры 1110 °С

При приготовлении проб для просвечивающей электронной микроскопии использовали ультразвуковое поле, в котором разрушались комплексы частиц, погруженные в этиловый спирт. Из приготовленной взвеси частиц в спирте проводилось их седиментационное осаждение на медную сетку. При исследованиях в электронном микроскопе было выяснено, что на медную сетку осаждаются не отдельные частицы, а их группы (рис. 3, а). При больших увеличениях можно наблюдать мостики между частицами карбида вольфрама (рис. 3, б), которые свидетельствуют о сплавлении частиц между собой. Так как температура плавления карбида вольфрама ~ 2900 °С, то мостики образуются при температурах, составляющих 0,36 от температуры плавления частиц. Наличие процесса окисления поверхностного слоя частиц может способствовать образованию мостиков в результате взаимодействия окисленных частиц (температура плавления оксида вольфрама 1470 °С). Термогравиме-



а



б

Рис. 3. Структура построений в нанопорошке карбида вольфрама (а) и образование мостиков спекания керамических частиц (б) после нагрева в термогравиметрической установке до температуры 1110 °С

трические исследования смесей наноразмерных порошков карбида вольфрама с кобальтом и с твердосплавными порошковыми смесями, содержащими 89,5 % карбида вольфрама, 8 % кобальта и 2,5 % наноразмерного порошка карбида вольфрама, показали, что для смесей, содержащих наночастицы, наблюдается эндотермический пик в области температур 1013...1035 °С, который отсутствует при исследовании тех же смесей, но без добавления наночастиц карбида вольфрама. Это может свидетельствовать о наличии плавления, связанного с повышенной поверхностной активностью наноразмерных частиц. Исследование на электронном микроскопе этих порошковых смесей после нагрева показало, что в результате взаимодействия при высо-

ких температурах наноразмерные частицы карбида вольфрама полностью исчезают.

Заключение

Наноразмерные частицы карбида вольфрама, имея повышенную поверхностную активность, обеспечивают активизацию химико-термических процессов, протекающих при спекании вольфрамокобальтовых твердых сплавов. Химическое взаимодействие наноразмерных частиц карбида вольфрама с кобальтом происходит при температурах на 100...200 °С ниже, чем взаимодействие крупных частиц карбида вольфрама и кобальта.

Список литературы

1. Gang-qin Shao, Xing-long Duan, Ji-ren Xie, Xiaohua Yu, Wei-feng Zhang, Run-zhang Yuan. Sintering of nanocrystalline WC – Co composite powder // The Journal Reviews on Advanced Materials Science. – 2003. – № 5. – С. 281–286.
2. Самохин А.В., Алексеев Н.В., Цветков Ю.В. Плазмохимические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов // Химия высоких энергий. – 2006. – Т. 40. № 2. – С. 120–125.
3. Панов В.С. Нанотехнологии в производстве твердых сплавов (Обзор) // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 63–68.

Behavior of nanosized tungsten carbide particles at high temperature

V.G. Burov, I.A. Bataev, D.S. Terent'ev, A.A. Drobyaz

High temperature behavior of nanosized tungsten carbide particles produced by different methods was studied. At the temperature range 953...1110 °С and pressure of 20 Pa the tungsten carbide particles are tend to sintering. The reaction of nanosized plasma-chemical synthesized particles of WC with cobalt occurs at temperatures that are 100...200 °С lower than in the case of coarse WC particles.

Key words: nanosized particles, tungsten carbide, high temperature heating.

МЕДИА-КИТ ЖУРНАЛА

Ежеквартальный научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» учрежден следующими организациями:

- ОАО Новосибирский проектно-технологический и экспериментальный институт «Оргстанкинпром»;
- Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Новосибирский государственный технический университет»;
- ООО Научно-производственная коммерческая фирма «Машсервисприбор».

Дата основания: 1998 год – Инструмент Сибири; с 2001 года – Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты).

Свидетельство о регистрации средств массовой информации ПИ № ФС77-23961 от 05 апреля 2006 г. ISSN 1994-6309.

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

В журнале публикуются:

- материалы о прогрессивном оборудовании и инструментах для металло- и деревообработки, слесарно-монтажных, строительных и малярных работах, о достижениях в области их разработки и авангардных технологиях производства, а также о проблемах экономики и организации производства, подготовки специалистов и повышения их квалификации;
- результаты научных исследований докторов и кандидатов наук, аспирантов, магистров техники и технологии.

Имеются разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Труды конференций», «Научно-техническая информация» и др.

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

Тираж – до 1000 экз.

Объем – до 150 стр.

Формат – А4

Периодичность – 4 раза в год (ежеквартально).

Структура распространения журнала:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 70 %;
- Урал, Западный регион РФ – 30 %.

Структура читательской аудитории:

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др.)	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» с 2003 года является организатором проведения ежегодной Всероссийской научно-практической конференции



«Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе» совместно с МВЦ «ИТЕ Сибирская Ярмарка» в рамках Международной промышленной выставки «Машиностроение. Металлообработка. Сварка. Metallurgy».

Журнал представлен:

- на сайте НГТУ: www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания);

- на сайте ФГУП «Издательство Сибирского отделения Российской академии наук»: psb@ad-sbras.nsc.ru;

- электронная версия журнала доступна на платформе eLIBRARY.RU.

Адрес редакции журнала:

630092, г. Новосибирск, проспект Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зав. кафедрой теоретической механики и сопротивления материалов, зам. гл. редактора В.Г. Атапин.

Тел. (383) 346-17-77;

E-mail: obrmet@ngs.ru

График выхода журнала:

Номер	Предоставление статей	Выход в свет
1 – 2012	до 15.02. 2012	28.03.2012
2 – 2012	до 15.05. 2012	28.06.2012
3 – 2012	до 15.08. 2012	29.09.2012
4 – 2012	до 15.11. 2012	28.12.2012

Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)», проходят редактирование и рецензирование и публикуются бесплатно.

Рекламные материалы должны соответствовать тематике научно-технического и производственного журнала по машиностроению.

Цветная реклама на обложке (формат А4):

2-я страница – 18 000 руб.

3-я страница – 15 000 руб.

4-я страница – 20 000 руб.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» выходит 4 раза в год (март, июнь, сентябрь, декабрь). В журнале публикуются статьи, содержащие **новые и оригинальные результаты исследований** по следующим научным направлениям: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение). В печатном виде журнал распространяется через Роспечать по подписке, подписной индекс – 70590. Электронная версия журнала доступна на платформе eLIBRARY.RU.

Статью с приложениями и их электронные версии на CD можно направлять в редакцию **по почте либо по электронной почте (obrmet@ngs.ru)**. Одновременно со статьей высылается **оригинал экспертного заключения** о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зав. кафедрой теоретической механики и сопротивления материалов, зам. главного редактора Атапину В.Г.

Все рукописи рецензируются.

Плата за публикацию рукописей не взимается.

Требования к оформлению рукописей

- Формат оригиналов – **A4**. Текст набирается в русифицированном редакторе **Microsoft Word**. Шрифт – **Times New Roman**, размер шрифта основного текста – **14 пт**, параметры страницы – все поля **2 см**. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал **полуторный**. Абзацный отступ – **1,25 см**. Переносы включены.

- Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть четкими и понятными, могут быть включены в текст статьи.

- Статья **должна содержать в явном или неявном виде следующие разделы:**

1. Введение (не более 1 стр.).
2. Методика проведения исследований или расчетов.
3. Результаты исследования и их обсуждение.
4. Выводы.
5. Список литературы.

- Следует избегать повторов, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

- На отдельном листе приводится информация для РИНЦ.

Требования к набору рукописей

Единицы физических величин. При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц (СИ).

Таблицы нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

Математические формулы. Сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны в редакторе формул Microsoft Equation 3.0. *Порядковые номера присваиваются только наиболее важным формулам, на которые имеются ссылки в тексте*, номера помещают в круглых скобках у правого края полосы. Используется только сквозная нумерация.

Рисунки (не более 6 шт.) представляются в форматах TIFF, PNG, JPEG, BMP, WMF. *Рисунки, сканированные откуда-либо, не принимаются.* Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм. Фотографии должны быть представлены файлом в формате TIFF с размерами 1024 × 768 pt и разрешением не менее 300 × 300 dpi. На фотографиях нельзя наносить какие-либо пометки.

Библиографический список, оформленный в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка», составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. В него не следует включать неопубликованные материалы; ссылки на электронные ресурсы и тезисы в библиографическом списке не приветствуются. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например, [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28]. Список литературы должен включать для заказных статей не более 25 наименований, для обычных статей – не более 10, для кратких сообщений – не более 5.

Дополнительная информация приведена на сайте www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания).