

НАУКА и ТЕХНИКА

**Международный
научно-технический журнал**

Серия 1. МАШИНОСТРОЕНИЕ



**Science
& Technique 1/2015**
**International
Science & Technique Journal**

Series 1. MECHANICAL ENGINEERING

Издается с января 2002 года
Периодичность издания – один раз в два месяца

Published since January 2002
Publication frequency – bi-monthly

Учредитель

Белорусский национальный
технический университет

Founder

Belarussian National
Technical University

Главный редактор

Борис Михайлович Хрусталеv

Editor-in-Chief

Boris M. Khroustalev

Редакционная коллегия

А. С. Калиниченко (*заместитель главного редактора*),
В. В. Бабицкий, В. Г. Баштовой, А. В. Белый, В. П. Бойков,
С. В. Босаков, Ю. В. Василевич, О. Г. Девойно,
К. В. Доброго, П. И. Дячек, М. З. Згуровский (*Украина*),
И. Е. Зуйков, Р. Б. Ивуть, М. Г. Киселев, В. М. Константинов,
Я. Н. Ковалев, В. В. Козловский, Н. В. Кулешов,
С. Н. Леонович, С. А. Маскевич, Э. И. Михневич,
Нгуен Тху Нга (*Вьетнам*), М. Опеляк (*Польша*),
О. Г. Пенязьков, Г. А. Потаев, О. П. Реут, Ф. А. Романюк,
И. И. Сергей, В. Л. Соломахо, С. А. Чижик, А. Н. Чичко,
В. К. Шелег, Й. Эберхардштайнер (*Австрия*),
Б. А. Якимович (*Россия*)

Editorial Board

A. S. Kalinichenko (*Deputy Editor-in-Chief*),
V. V. Babitsky, V. G. Bashtovoi, A. V. Belyi, V. P. Boikov,
S. V. Bosakov, Yu. V. Vasilevich, O. G. Devoyno,
K. V. Dobrego, P. I. Diachek, M. Z. Zgurovsky (*Ukraine*),
I. E. Zuiikov, R. B. Ivut, M. G. Kiselev, V. M. Konstantinov,
Ya. N. Kovalev, V. V. Kozlovsky, N. V. Kuleshov,
S. N. Leonovich, S. A. Maskevich, E. I. Mikhnevich,
Nguyen Thuy Nga (*Vietnam*), M. Opelyak (*Poland*),
O. G. Peniazkov, G. A. Potaev, O. P. Reut, F. A. Romaniuk,
I. I. Sergei, V. L. Solomakho, S. A. Chizhik, A. N. Chichko,
V. K. Sheleg, J. Eberhardsteiner (*Austria*),
B. A. Yakimovich (*Russia*)

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

Ловшенко Ф. Г., Ловшенко Г. Ф.

Закономерности формирования фазового
состава, структуры и свойств
при механическом легировании
двойных алюминиевых композиций 3

**Калиниченко А. С., Кукареко В. А.,
Калиниченко В. А.**

Структура быстро закаленных лент
после естественного старения. 14

Качанов И. В., Кудин М. В., Ленкевич С. А.

Компьютерное моделирование в Deform-3D
для анализа пластического течения
при скоростном горячем выдавливании
биметаллических формообразующих деталей
штамповой оснастки 20

**Козерук А. С., Лаптева Е. О., Филонов И. П.,
Филонова М. И.**

Математическое моделирование процесса
одновременной двусторонней обработки линз . . . 25

Девойно О. Г., Оковитый В. В.

Плазменные теплозащитные покрытия
на основе диоксида циркония с повышенной
термостойкостью 35

Lovchenko F. G., Lovchenko G. F.

Formation Regularities of Phase Composition,
Structure and Properties
During Mechanical Alloying
of Binary Aluminum Composites 3

**Kalinichenko A. S., Kukareko V. A.,
Kalinichenko V. A.**

Structure of Rapidly Quenched Ribbons
After Natural Aging 14

Kachanov I. V., Kudin M. V., Lenkevich S. A.

Computer Modeling in Deform-3D
for Analysis of Plastic Flow
in High-Speed Hot Extrusion
of Bimetallic Formative Parts
of Die Tooling 20

**Kozeruk A. S., Lapteva E. O., Filonov I. P.,
Filonova M. I.**

Mathematical Simulation of Concurrent Two-Sided
Lens Processing 25

Devoyno O. G., Okovity V. V.

Plasma Thermal Barrier Coatings Based
on Zirconium Dioxide
with High Thermal Stability 35

Капский Д. В., Мозалевский Д. В., Кузьменко В. Н., Коржова А. В., Полховская А. С., Костиюкович Е. Н., Ариушевская Н. В.		Kapsky D. V., Mozalevsky D.V., Kuzmenko V. N., Korzhova A. V., Polkhovskaya A. S., Kostiukovich E. N., Ariushevskaya N. V.	
Аудит безопасности дорожного движения на локальном объекте дорожной сети Минска . . .	40	Road Traffic Safety Audit at Local Object of Minsk Roadway Network	40
Пилипенко О. М., Васильченко В. Ю., Подгорный Н. В., Пилатов А. Ю.		Pilipenko O. M., Vasilchenko V. Yu., Podgorny N. V., Pilatov A. Yu.	
Синтез системы зажигания автомобиля, работающего на озонированном топливе	48	Synthesis of Automobile Ignition System Using Ozonized Fuel	48
Мохаммед Салем А. А., Мельникова Г. Б., Маханёк А. А., Чижи́к С. А.		Mohammed Salem A. A., Melnikova G. B., Makhaniok A. A., Chizhik S. A.	
Новые способы обработки результатов наноиндентирования методом атомно-силовой микроскопии	52	New Mechanisms for Nanoindentation Data Processing Using Atomic Force Microscopy Method	52
Кузьмич В. В.		Kuzmich V. V.	
Способ получения волокнистого полуфабриката для производства упаковки	61	Pulp Obtaining Method for Package Production	61
Санькоцкий А. М.		Saniotsky A. M.	
Расчет контактных напряжений сопряженных поверхностей в сфероглобидном сухарном синхронном карданном шарнире	64	Calculation of Contact Tensions in Conjugate Surfaces in Sphere Globoidal Rusk Synchronous Cardan Hinge	64
Таяновский Г. А., Басалай Г. А.		Tayanovsky G. A., Basalay G. A.	
Специфика и направления улучшения динамики торможения активных тракторных поездов	69	Specificity and Trends in Improvement of Tractor Train Braking Dynamics	69
Козлов А. А.		Kozlov A. A.	
Азотный потенциал при ионном азотировании в плазме тлеющего разряда	79	Nitrogen Potential During Ion Nitriding Process in Glow-Discharge Plasma	79

НЕКРОЛОГ

Игорь Евгеньевич Зуйков	91
--	-----------

OBITUARY

Igor Evgenievich Zuikov.	91
---	-----------

Ответственный секретарь редакции
В. Н. Гурьянчик

Адрес редакции

Белорусский национальный технический университет,
пр. Независимости, 65, корп. 2, комн. 327
220013, г. Минск, Республика Беларусь

Тел. +375 17 292-65-14

E-mail: sat@bntu.by

Executive Secretary of Editorial Staff
V. N. Guryanchyk

Address

Belarussian National Technical University
Nezavisimosty Avenue, 65, Building 2, Room 327
220013, Minsk, Republic of Belarus

Tel. +375 17 292-65-14

E-mail: sat@bntu.by

Перерегистрировано в Министерстве информации Республики Беларусь 19 декабря 2011 г.
Регистрационный номер 285

С 2002 г. издание выходило под названием «Вестник БНТУ»

ISSN 2227-1031. Подписные индексы 00662, 006622

Подписано в печать 26.01.2015. Формат бумаги 60×84 1/8. Бумага офсетная. Отпечатано на ризографе.
Усл. печ. л. 10,70. Уч.-изд. л. 4,18. Тираж 250 экз. Дата выхода в свет 05.02.2015. Заказ № 47.

Отпечатано в БНТУ. Лицензия ЛП № 02330/74 от 03.03.2014.
220013, г. Минск, пр. Независимости, 65.

© «Наука и техника», 2015

УДК 669.017

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ ДВОЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Доктора техн. наук, профессора ЛОВШЕНКО Ф. Г.¹⁾, ЛОВШЕНКО Г. Ф.²⁾

¹⁾ *Белорусско-Российский университет,*

²⁾ *Белорусский национальный технический университет*

E-mail: greg-lovshenko@mail.ru

Представлены результаты исследования, направленные на установление закономерностей формирования фазового состава и структуры при механическом легировании двойных алюминиевых композиций. Исследования выполнены с широким применением методик, приборов и оборудования, используемых в современном материаловедении, данные по которым взаимно дополняют друг друга. Установлено, что на механически и термически активируемые фазовые превращения и свойства полуфабрикатов существенное влияние оказывают наличие оксидных и гидроксидных пленок на алюминиевом порошке, а также введение в композицию поверхностно-активного вещества, в качестве которого применялись высшие жирные кислоты. Установлен механизм механически активируемого формирования твердого раствора, заключающийся в формировании на начальном этапе обработки своеобразного квазираствора. Наряду с растворением в алюминии при обработке порошковых композиций происходит механохимическое взаимодействие между компонентами с образованием других фаз. Основа гранул формируется по механизму динамической рекристаллизации и имеет субмикроструктурный тип структуры с размером зерен основы менее 100 нм, разделенных на блоки величиной не более 20 нм с включениями оксидов размером менее 10–20 нм. Все композиции с добавкой ПАВ, включая алюминиевый порошок без легирующих компонентов, полученных обработкой в механореакторе, являются дисперсно-упрочненными. Дисперсному упрочнению в ряде из них сопутствуют дисперсионное и твердорастворное упрочнения. Комплексное упрочнение определяет высокую температуру рекристаллизации механически легированных композиций, значение которой превышает 400 °С.

Ключевые слова: алюминий, композиции, механическое легирование, закономерности, формирование, состав, структура, свойства.

Ил. 6. Табл. 3. Библиогр.: 10 назв.

FORMATION REGULARITIES OF PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES DURING MECHANICAL ALLOYING OF BINARY ALUMINUM COMPOSITES

LOVCHENKO F. G.¹⁾, LOVCHENKO G. F.²⁾

¹⁾ *Belarusian-Russian University,*

²⁾ *Belarusian National Technical University*

The paper presents investigation results pertaining to ascertainment of formation regularities of phase composition and structure during mechanical alloying of binary aluminium composites/substances. The investigations have been executed while applying a wide range of methods, devices and equipment used in modern material science. The obtained data complement each other. It has been established that presence of oxide and hydro-oxide films on aluminium powder and introduction of surface-active substance in the composite have significant effect on mechanically and thermally activated phase transformations and properties of semi-finished products. Higher fatty acids have been used as a surface active substance. The mechanism of mechanically activated solid solution formation has been identified. Its essence is a formation of specific quasi-solutions at the initial stage of processing. Mechanical and chemical interaction between components during formation of other phases has taken place along with dissolution in aluminium while processing powder composites. Granule basis is formed according to the dynamic recrystallization mechanism and possess submicrocrystal structural type with the granule dimension basis less than 100 nm and the grains are divided in block size of not more than 20 nm with oxide inclusions of 10–20 nm size. All the compounds with the addition of surface-active substances including aluminium powder without al-

loying elements obtained by processing in mechanic reactor are disperse hardened. In some cases disperse hardening is accompanied by dispersive and solid solution hardening process. Complex hardening predetermines a high temperature of recrystallization in mechanically alloyed compounds, its value exceeds 400 °C.

Keywords: aluminum, compositions, mechanical alloying, laws, formation, composition, structure, properties.

Fig. 6. Tab. 3. Ref.: 10 titles.

Введение. Для производства металлических материалов, обладающих требуемым комплексом часто не совместимых физико-механических свойств, перспективна технология, основанная на реакционном механическом легировании. Этот процесс заключается в обработке порошковой шихты определенного состава в механореакторе, вызывающей протекание механически активируемых фазовых превращений, направленных на уменьшение свободной энергии системы. Продуктом механического легирования является гранулированная, как правило, термодинамически неравновесная композиция, имеющая суб-/микроструктурную основу с наноразмерными включениями механически синтезированных фаз. Кроме этого, в структуре обычно присутствуют отдельные частицы исходных легирующих компонентов, размер которых не превышает десятых долей микрометров. По существующей классификации эти материалы относятся к наноструктурным. Типичным механически активируемым фазовым превращением является образование твердых растворов и соединений различного типа. Наиболее характерные композиции, в которых получают развитие эти процессы, – системы на основе алюминия. Алюминий – это металл, активно взаимодействующий с рядом элементов с образованием различных фаз. Классические алюминиевые сплавы являются одними из широко распространенных материалов, применяемых в различных отраслях промышленности. Фазовые превращения, протекающие в них, хорошо изучены, и равновесный фазовый состав их может служить эталоном при оценке полноты протекания механически активируемого взаимодействия между компонентами шихты при механическом легировании и последующей термической обработке гранулированных композиций.

Цель проводимых авторами исследований – установление закономерностей и механизма взаимодействия между компонентами шихты двойных систем на основе алюминия при механическом легировании и последующей термической

обработке гранулированных композиций.

Материалы, оборудование, приборы и методика исследования. В качестве исходных компонентов для получения материалов применяли стандартные порошки с размером частиц менее 0,15 мм: алюминия ПА4 (ГОСТ 6058–73), меди ПМС1 (ГОСТ 4960–75), железа ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722–79), цинка ПЦ2 (ГОСТ 12601–76), магния (ГОСТ 6001–79), углерода ПМ-100 (ГОСТ 7885–77), аморфного бора (ВТУ ГКХ48–53); а также порошки технически чистых металлов: Be, Li, Si, Mn, V, Cr, Ti, Zr. Состав исследованных композиций указан в основной части работы.

Для установления механизма и природы механически активируемых фазовых превращений наиболее пригодны двойные системы. К сожалению, причисление систем, на которых были проведены исследования, к двухкомпонентным является в определенной мере условным, так как все исходные порошки содержат оксиды, адсорбированный кислород и воду, а в ряде случаев, например, порошки железа и никеля – углерод. Так, общая концентрация алюминия в применяемом порошке ПА-4 составляла 98,8 %, количество металлического алюминия – 98,5 %. Исходный порошок содержал 0,4 % Al_2O_3 и 1,1 % H_2O . Кроме того, на природу механически активируемых фазовых превращений оказывают влияние элементы, входящие в состав поверхностно-активного вещества (ПАВ). В качестве его использовали стеариновую кислоту ($C_{17}H_{35}COOH$), вводимую в шихту в количестве 0,5 %.

Исследование проведено на композициях, подвергнутых реакционному механическому легированию (РМЛ) по оптимальному режиму [1]. Обработку шихты проводили в специальных вибромельницах при энергонапряженности процесса 0,15–0,20 Дж/г, которая достигалась при частоте колебаний помольной камеры 25 с^{-1} и радиусе колебаний 4,5–5,0 мм. При этом ускорение рабочих тел находилось

в пределах $120\text{--}125\text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$. Рабочими телами служили шары из стали ШХ15СГ диаметром 11,15 мм с твердостью HRC62. Заполнение по-мольной камеры шарами составляло 70–75 % от рабочего объема. Соотношение объемов и масс шаров и шихты примерно равнялось 5:1 и 18:1 соответственно. Обработку шихты в механореакторе проводили в течение 8 ч.

Для достижения вышеприведенной цели работы применяли металлографический, электронно-микроскопический, атомно-силовой, фрактографический, рентгеноструктурный, микрорентгеноспектральный методы анализа состава и структуры. Металлографический анализ проводили на световом микроскопе Reichert (Австрия), сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II SBH (Чехия). Исследование элементного состава выполняли на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II SBH с системой энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 350/XT с беззотным детектором X-Act ADD (OXFORD Instruments NanoAnalysis, Великобритания) при линейном непрерывном и шаговом сканировании, а также сканировании по площади.

Тонкую структуру и фазовый состав материалов изучали на просвечивающем электронном микроскопе Tesla BS-540 с использованием гониометрической приставки. Для описания тонкой структуры определяли фазовый состав, объемную долю фаз, размер зерен и субзерен, плотность дислокаций, состояние границ зерен.

Рентгеноструктурный анализ осуществляли на дифрактометре ДРОН-3, оснащенном системой автоматизации, включающей аппаратную часть, предназначенную для автономной реализации на базе компьютера IBM PC всех функций управления гониометром и обслуживания процесса сбора данных, и программную часть, содержащую пакет программ WinDif по обработке и анализу полученных данных. Определение содержания металлического алюминия в композициях проводили газовольнометрическим методом, основанным на нахождении количества водорода, выделяющегося при растворении навески в щелочи. Общую концентрацию алюминия в композиции определяли трилонометрическим методом, обратным титрованием избытка трилона Б раствором сульфата цинка, применяя в качестве индикатора дитизон.

Разность между общим и металлическим алюминием дает количество связанного в оксид алюминия в материале. С целью избежания ошибок, обусловленных наличием поверхностных оксидных пленок, химический анализ проводили на грануляте одной размерной фракции.

Результаты исследования и их обсуждение. Теоретические расчеты [1] показывают, что во время периодической пластической деформации гранулированной композиции, имеющей место при механическом легировании, мгновенный коэффициент диффузии может повышаться на несколько порядков, приближаясь к значению в состоянии предплавления. Ускорение диффузионного массопереноса обусловлено совместным действием и конкуренцией ряда физических факторов. Основными из них являются: генерация неравновесных вакансий во время деформации и их медленная релаксация в объеме фаз в периодах между ударами; возрастание собственных (диагональных) коэффициентов диффузии из-за наличия неравновесных вакансий, перекрестное влияние потоков решеточных атомов и вакансий за счет недиагональных коэффициентов диффузии, взаимодействие диффузионных потоков атомов и вакансий с границей фаз. Высокая скорость диффузии, большая концентрация дефектов, периодическое повышение температуры в микрообъемах создают условия для протекания механически активируемых структурных и фазовых превращений, вызывающих формирование твердых растворов и соединений различного типа. Эти процессы получают развитие в ряде алюминиевых систем.

Влияние оксидных и гидроксидных пленок на механически и термически активируемые фазовые превращения в алюминиевом порошке и свойства полуфабрикатов. Алюминиевый порошок – многокомпонентная система. Причем наряду с металлическими примесями в виде пленки толщиной до 3 нм, покрывающей поверхность частиц, присутствуют оксиды и гидроксиды [2], являющиеся компонентами механически и термически активируемых фазовых превращений в порошке, подвергнутом обработке в механореакторе. Пленка характеризуется разнообразием фаз по составу и кристаллическим модификациям [3] и интенсивно взаимодействует с водой. Наличие гидроксидов на

поверхности частиц исходного алюминиевого порошка подтверждается термогравиметрическим анализом (рис. 1).

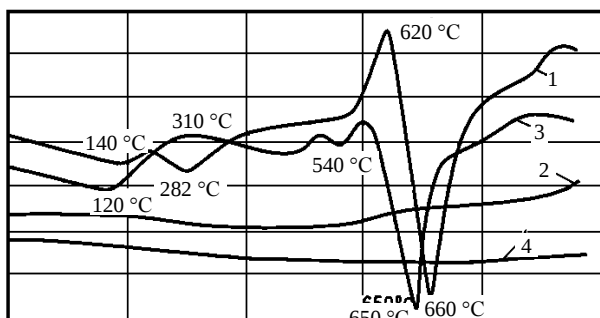


Рис. 1. Термогравиметрический анализ алюминиевого порошка (1, 2) и гранулированного алюминия (3, 4), полученного обработкой в механореакторе в течение 4 ч: 1, 3 – ДТА; 2, 4 – ТГ

При нагреве порошка имеет место ряд превращений, из которых на кривых ДТА и ТГ находят отражение разложения гидроксида алюминия с выделением воды ($\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow \text{AlOOH} + \text{H}_2\text{O}$) и химическое взаимодействие ионов Al^{+3} с гидроксид-ионами ($\text{OH}^- + 2\text{Al}^{+3} + 3\text{OH}^- - 3e \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + 1,5\text{H}_2$).

Первый процесс является эндотермическим, сопровождается уменьшением массы и имеет место при температуре 280–290 °С. Вторая реакция интенсивно протекает при 600–620 °С. Образовавшийся при этом водород разрывает гидроксидную пленку и открывает доступ кислорода к алюминию. Сгорание водорода и окисление алюминия сопровождаются экзотермическим эффектом, а образование Al_2O_3 вызывает увеличение массы.

При обработке алюминиевого порошка в механореакторе происходит термодинамически разрешенное взаимодействие элемента основы как с водой, находящейся в различной форме в исходном порошке ($2\text{Al} + 3\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$), так и с гидроксидами ($2\text{Al} + 6\text{AlOOH} \rightarrow 4\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$; $2\text{Al} + 2\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow 2\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$).

Одним из продуктов этого процесса является Al_2O_3 , включения которого находятся в наноразмерном виде. Установлено (рис. 2), что обработка алюминиевого порошка в механореакторе в течение 4 ч приводит к увеличению его концентрации в гранулированной композиции с 0,4 до 1,6 %.

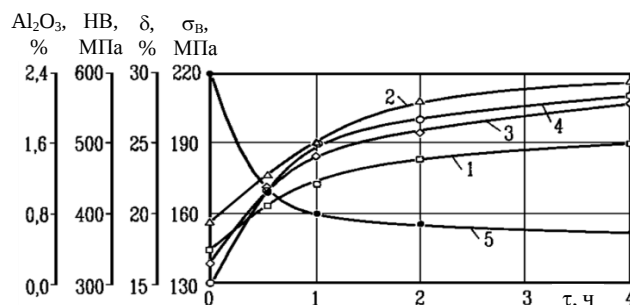


Рис. 2. Влияние продолжительности обработки алюминиевого порошка в механореакторе на содержание Al_2O_3 и механические свойства: 1, 2 – Al_2O_3 ; 3 – НВ; 4 – σ_B ; 5 – δ ; 1 – гранулы; 2–5 – материал

Механическое легирование приводит к изменению формы кривых ДТА и ТГ (рис. 1). На них отсутствуют эффекты, вызванные протеканием при нагреве приведенных выше реакций разложения гидроксида алюминия с выделением воды и химическом взаимодействии ионов Al^{+3} с гидроксид-ионами OH^- , и появляются новые. Однако механохимические превращения к полному завершению взаимодействия между алюминием, с одной стороны, и гидроксидами и водой, с другой, не приводят. Последующая термическая обработка гранулированных композиций инициирует взаимодействие между компонентами, находящимися в непосредственном контакте. Это вызывает увеличение содержания Al_2O_3 и H_2 в гранулированных композициях. Эффективность термического воздействия повышается с увеличением продолжительности размола. Так, после термической обработки в вакууме при 550 °С в течение 2 ч в композициях, полученных обработкой в механореакторе в течение 0,5 ч, концентрация Al_2O_3 возрастает с 0,9 до 1,3 %, а в течение 4 ч – с 1,6 до 2,4 % (рис. 2).

Наличие в полуфабрикатах, полученных горячим прессованием механически легированного алюминия, синтезированных в процессе реализации технологии наноразмерных включений Al_2O_3 приводит к дисперсному упрочнению, существенно повышающему твердость и прочность и снижающему пластичность материала. С увеличением количества упрочняющей фазы, достигаемым повышением продолжительности обработки порошка в механореакторе, влияние на механические свойства полуфабрикатов возрастает (рис. 2). Так, применение для производ-

ства полуфабрикатов вместо алюминиевого порошка гранулированной композиции, полученной обработкой его в механореакторе в течение 4 ч, приводит к увеличению твердости и прочности в 1,6 раза и снижению пластичности в 1,7 раза. При этом прутки диаметром 10–12 мм имеют следующий комплекс механических свойств: предел прочности при растяжении – 210 МПа; твердость – HB55; относительное удлинение – 18 %.

Исходя из анализа кинетики изменения концентрации Al_2O_3 в гранулированных композициях после различных видов обработки (рис. 2), следует, что полного взаимодействия между алюминием и кислородосодержащими компонентами не достигается. Создание условий, препятствующих преждевременной грануляции и способствующих измельчению частиц алюминия, их поверхностных пленок и увеличению площади контакта этих компонентов, активизирует механохимическое взаимодействие и увеличит количество Al_2O_3 . Это достигается введением в исходную шихту ПАВ, в качестве которого используются высшие жирные кислоты (ВЖК) [4]. Эффективной и широко применяемой из них является стеариновая кислота $C_{17}H_{35}COOH$, которая использована в исследованиях авторов.

Влияние ПАВ на механически и термически активируемые фазовые превращения в алюминиевом порошке и свойства полуфабрикатов. Наиболее вероятные механохимически активируемые превращения, имеющие место в композиции «алюминиевый порошок – высшая жирная кислота», и их влияние на фазовый состав, тонкую структуру и физико-механические свойства материалов представлены в [4]. Первичным откликом ВЖК на поглощенный импульс силы, достаточный для ее разрушения при механическом воздействии на молекулу, является гомолитический разрыв связи $-C-C-$, $C-H$, $C-O$ и $O-H$ в любом случайном месте, приводящий к возникновению в качестве первичных продуктов свободных радикалов. Вследствие высокой реакционной способности радикалы испытывают вторичные превращения. Гибель их может происходить как путем рекомбинации, так и в результате переноса водорода (диспропорционирования).

Атомы алюминия атомарно-чистых поверхностей, обладающие повышенной реакционной

способностью, могут непосредственно взаимодействовать с радикалами, образуя $Al-C$ -связи. Предельным случаем протекания механохимических реакций в этом направлении будет образование Al_4C_3 , способного эффективно упрочнять основу. Периодическое возникновение при ударах в локальных участках высокого давления и температуры может вызвать декарбонизацию органической кислоты, одним из продуктов которого является CO_2 . Этот оксид активно взаимодействует с алюминием с образованием оксида Al_2O_3 и карбида Al_4C_3 алюминия.

Исходя из химических свойств ВЖК, большую вероятность имеют реакции взаимодействия последних с оксидами и гидроксидами, покрывающими в виде пленки частицы порошка алюминия, с образованием стеаратов. Согласно расчетам содержание всего 0,1 % Al_2O_3 связывает 1,5 % стеариновой кислоты. Наряду с тристеаратами возможно образование оксостеаратов алюминия и стеаратов гидроксоалюминия. В этом случае одним из продуктов превращений является вода, которая, в свою очередь, активно взаимодействует с алюминием с образованием Al_2O_3 .

Таким образом, в результате механохимических превращений в композиции «алюминиевый порошок – стеариновая кислота» может образовываться широкий круг веществ, принадлежащих различным классам и отличающихся по молекулярной массе, агрегатному состоянию, химическим, физическим и механическим свойствам. Так, по данным хроматографического анализа, продукт экстракции упаренного фильтрата, полученного трехкратной промывкой механически легированной композиции «алюминиевый порошок – 3 % $C_{17}H_{35}COOH$ », содержит более 17 веществ. При этом наличие стеариновой кислоты и стеаратов алюминия не установлено. Рентгеноструктурный анализ гранулированных композиций показывает содержание только одной фазы – алюминия. Оксид Al_2O_3 и карбид Al_4C_3 алюминия не обнаруживаются. Это может быть обусловлено двумя причинами: сравнительно низкой разрешающей способностью рентгеноструктурного метода и рентгеноаморфностью фаз, образующихся в процессе механического легирования. В то же время химический анализ

показывает наличие Al_2O_3 , содержание которого составляет 1,6–2,1 %. Наличие оксидов алюминия двух полиморфных модификаций ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{'-Al}_2\text{O}_3$) однозначно подтверждается также просвечивающей электронной микроскопией (рис. 3).

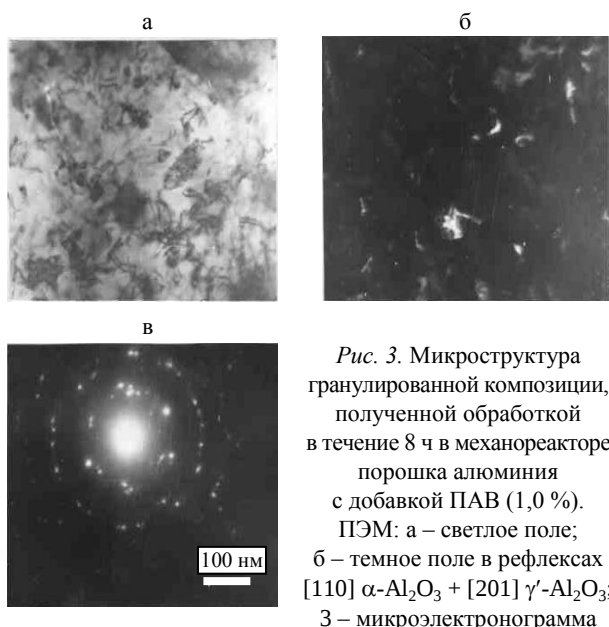


Рис. 3. Микроструктура гранулированной композиции, полученной обработкой в течение 8 ч в механореакторе порошка алюминия с добавкой ПАВ (1,0 %). ПЭМ: а – светлое поле; б – темное поле в рефлексах $[110]\ \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + [201]\ \gamma\text{'-Al}_2\text{O}_3$; в – микроэлектронограмма

Согласно результатам исследований, выполненных с применением ПЭМ, в темном поле оксиды по форме и размеру делятся на два вида. Первые, величиной до 10 нм, имеют форму, близкую к глобулярной, и являются продуктом механохимического синтеза. Размер вторых, по меньшей мере в двух измерениях, достигает 30 нм. Они имеют осколочную форму и образовались в результате разрушения оксидных и гидроксидных пленок, покрывавших исходные частицы алюминиевого порошка, или включений оксидов в них. Наличие карбида алюминия Al_4C_3 не установлено, что не исключает образования его промежуточных форм, находящихся в аморфизированном состоянии. На это косвенно, но однозначно указывает присутствие Al_4C_3 в механически легированной композиции, подвергнутой термической обработке при температурах выше 300 °С.

Основа гранул формируется по механизму динамической рекристаллизации [4]. Она имеет субмикроструктурный тип структуры и представляет собой зерна алюминия, размер которых не превышает 100 нм (рис. 3, 4), разделенные на блоки величиной не более

20 нм. Плотность дислокаций находится в пределах $10^{10}\ \text{см}^{-2}$, а среднеквадратичные искажения кристаллической решетки составляют $3 \cdot 10^{-3}$. В основе имеются включения $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{'-Al}_2\text{O}_3$ с размером 10–20 нм. Не исключено наличие ультрадисперсных фаз, находящихся в аморфном состоянии, которыми могут являться Al_4C_3 и Al_2O_3 . Наличие дисперсных включений оксидов и карбидов различных модификаций, включая аморфизированные, приводит к дисперсному упрочнению гранулированных композиций. Тип упрочнения определяет высокое значение температуры рекристаллизации, достигающей 550 °С, и жаропрочности материала. В системе «алюминиевый порошок – стеариновая кислота» упрочнение механически легированного материала определяется содержанием синтезированной в процессе реализации технологии карбидной фазы, количество которой возрастает с повышением концентрации в шихте второго компонента. Так, с увеличением содержания стеариновой кислоты в исходной порошковой смеси с 0 до 3 % микротвердость механически легированной гранулированной композиции линейно возрастает с HV72 до HV165.

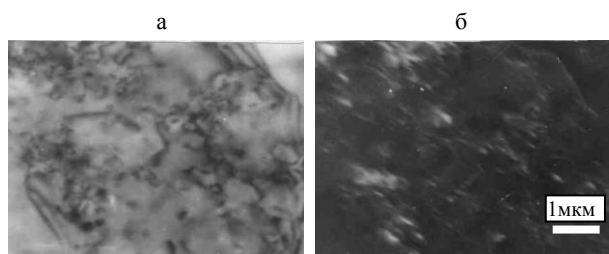


Рис. 4. Микроструктура гранулированной композиции, полученной обработкой в течение 8 ч в механореакторе порошка алюминия с добавкой ПАВ (1,0 %). ПЭМ: а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе $[111]\ \text{Al}$

Основными факторами, вызывающими дополнительное упрочнение в системах с ПАВ, являются активация при обработке шихты в механореакторе процесса взаимодействия оксидной пленки, а также и адсорбированных поверхностью порошков воды и газов с алюминием, вызывающая образование наноразмерных упрочняющих фаз, основными из которых являются оксиды алюминия. Кроме того, стеариновая кислота служит источником углерода, наличие которого приводит к формированию карбида алюминия, эффективно выполняюще-

го роль упрочняющей фазы. При этом оптимальное содержание в исходной шихте данного соединения в качестве ПАВ составляет 0,5–1,0 %.

Механизм механически активируемого формирования твердого раствора. Алюминий способен образовывать твердые растворы с большим количеством элементов, нашедших применение при производстве классических сплавов на его основе [5–9]. Ряд из них представляет интерес и для производства механически легированных материалов. Кинетика механически активируемого растворения легирующих элементов в алюминии подчиняется параболическому закону (рис. 5).

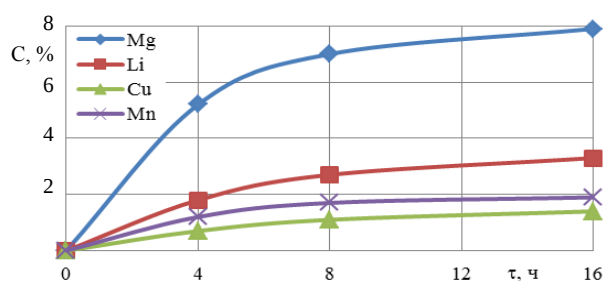


Рис. 5. Влияние продолжительности обработки композиций в механореакторе на содержание легирующего элемента в твердом растворе

Согласно данным, представленным в табл. 1, следует, что после длительной обработки в механореакторе (16 ч) концентрация в твердом растворе элементов, способных растворяться в алюминии в большом количестве (Mg, Li, Cu), не достигает максимального значения

их предельной растворимости, но значительно превышает этот показатель при комнатной температуре. Растворимость марганца примерно соответствует ее максимальному значению в системе Al – Mn для литых сплавов. В то же время концентрация в твердом растворе Si, Ti, Cr, V, имеющих относительно низкую растворимость в алюминии, в 1,3–1,5 раза превосходит максимальное значение их предельной равновесной растворимости.

При этом во всех вышеприведенных композициях, подвергнутых механическому легированию, содержание легирующего элемента в твердом растворе существенно превышает его равновесный предел растворимости при комнатной температуре, который в большинстве указанных систем близок к нулю. Исключение составляют сплавы с магнием и литием. В первом случае предел растворимости при 20 °C равен примерно 1,9 %, во втором – 0,8 %. Таким образом, композиции, механически легированные элементами, приведенными в табл. 1, являются пересыщенными термодинамически неравновесными системами.

Установлено, что Zr, Fe, Ni, Co, Pb, В и С в механически легированных композициях, так же как и в литых, в алюминии практически не растворяются. Обработка в механореакторе шихты, содержащей перечисленные элементы, не оказывает влияния на параметр кристаллической решетки, и его значение находится в пределах 0,40486–0,40500 нм.

Таблица 1

Влияние природы легирующего элемента на параметр решетки алюминия и концентрацию в твердом растворе

Легирующий элемент	Период решетки твердого раствора, нм	Разность периодов решетки алюминия и твердого раствора, нм	Изменение периода решетки при растворении 1 %, нм [5–9]	Концентрация элемента в твердом растворе, %	Предельная растворимость в равновесных условиях, %
Mg	0,408594	–0,003654	+0,000463	7,90	14,90
Li	0,404747	0,000193	–0,000060	3,30	4,00
Cu	0,404626	0,000314	–0,000222	1,40	5,67
Mn	0,404311	0,000629	–0,000330	1,90	1,82
Si	0,404736	0,000204	–0,000170	1,20	1,65
Ti	0,404097	0,000843	–0,000600	1,40	1,00
Cr	0,404470	0,000470	–0,000519	0,90	0,77
V	0,404617	0,000323	–0,000400	0,80	0,60

Механизм формирования твердых растворов при механическом легировании следует из кинетики изменения профиля интерференционных линий основы, исследованной на системе Al – Mg. Анализ данных, приведенных на рис. 6 и в табл. 2, показывает, что фаза, формирующаяся при обработке шихты в механореакторе, на первом этапе неоднородна по химическому составу и представляет собой своеобразный квазираствор.

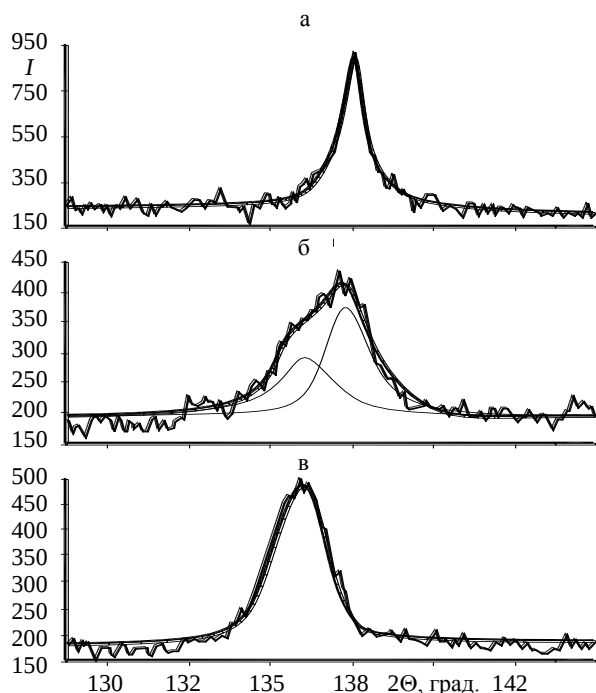


Рис. 6. Положение и профиль интерференционной линии (422) композиции, полученной механическим легированием алюминия магнием 7 %.

Продолжительность обработки в механореакторе, ч:
а – 2; б – 4; в – 8

Таблица 2
Влияние продолжительности обработки в механореакторе композиции, содержащей 7 % Mg, на характеристики интерференционной линии (422) и состав твердого раствора

Продолжительность обработки в механореакторе, ч	Относительная интенсивность линии	Полуширина линии, град.	Период кристаллической решетки, нм	Содержание Mg в твердом растворе, %
0	1,0	0,20590	0,404940	0,0
2	0,7	0,93670	0,405079	0,3
4	0,2	2,05450	0,405910	2,1
8	0,3	1,87300	0,407201	4,9
16	0,5	1,40351	0,407482	5,5

В пределах микрообъема квазираствора концентрация второго компонента изменяется. Интерференционные линии основы при этом размываются – ширина их увеличивается, интенсивность уменьшается, и они смещаются относительно равновесного положения. На определенном этапе обработки, который находится в пределах 3–6 ч, линии становятся асимметричными. Асимметричность вызвана наличием в материале, по меньшей мере, двух близких по своему кристаллографическому строению фаз. Компьютерные методы анализа позволяют выделить эффект, вызванный каждой фазой, и установить их состав. Так, после механического легирования в течение 4 ч однозначно выявляются два твердых раствора с разной концентрацией магния (рис. 6б). В одном она составляет 0,3 %, во втором – 5,6 %.

Средняя концентрация магния в твердом растворе, установленная по центру тяжести интерференционной линии, равна 2,1 %. Дальнейшее увеличение продолжительности механического легирования приводит к постепенному выравниванию состава твердого раствора и повышению концентрации легирующего компонента в нем. Асимметрия и ширина линий уменьшаются, а интенсивность увеличивается. При этом отмечается дальнейшее смещение их от равновесного состояния. Аналогичные закономерности имеют место в системах, содержащих Cu, Mn, Cr, однако в связи с их сравнительно низкой растворимостью они менее очевидны.

С увеличением продолжительности механического легирования интенсивность интерференционных линий, принадлежащих легирующему элементу, уменьшается, что указывает на протекание механохимических превращений, направленных на уменьшение свободной энергии композиции. Однако полного завершения они не получают и являются термодинамически неравновесными системами. После обработки в механореакторе композиций, содержащих 5 % второго компонента, на рентгенограммах, как правило, выявляются размытые линии легирующего элемента. Однозначно установлено наличие легирующих элементов, имеющих малую растворимость в основе (Ni, Mn, Fe, Si, Ti, Cr, V).

Формирование промежуточных и химических соединений. Наряду с растворением в алюминии при обработке порошковых композиций происходит механохимическое взаимодействие между компонентами с образованием других фаз.

Несмотря на то что исследованные композиции являются многокомпонентными системами, с кинетической точки зрения наиболее вероятно образование алюминидов. Однозначно установлены эти соединения при механическом легировании алюминия медью, магнием, литием и никелем. В первом случае присутствуют фазы Al_2Cu , Al_4Cu_9 , во втором – Al_3Mg_2 , в третьем – $AlLi$, в четвертом – $AlNi_3$. Причем фаза Al_3Mg_2 обнаруживается только в материалах, содержащих более 7 % Mg. Наличие $AlLi$ фиксируется в механически легированных композициях с 3 % Li. Фазы Al_2Cu и Al_4Cu_9 выявляются при концентрации Cu в материалах более 3 %. При содержании 5 % Ni в системах Al – Ni присутствуют фазы Al_3Ni и $AlNi$. В системах Al – Zr, Al – Cr, Al – Mn наблюдаются отдельные рефлексы, которые с большой вероятностью могут принадлежать к соответствующим алюминидам. Не исключено механически активируемое образование соединений и в других системах.

Так, согласно равновесным диаграммам в алюминиевых системах с углеродом и бором, имеет место образование карбида Al_4C_3 и боридов Al_2B и $Al_{11}B$ соответственно. Однако в композициях, полученных механическим легированием алюминия 3 % C и 20 % B, данные фазы рентгеноструктурным методом не обнаружены, что не исключает их присутствие в рентгеноаморфном состоянии. Следует отметить, что для всех исследованных систем, независимо от их состава, характерно наноразмерное состояние механически синтезированных фаз, на что, наряду с результатами электронно-графического и рентгеноструктурного исследований, прямо указывает высокое упрочнение композиций, подвергнутых обработке в механореакторе. Как следует из данных, приведенных в табл. 3, в зависимости от состава шихты механическое легирование вызывает увеличение микротвердости гранулированных композиций в 1,5–2 раза.

Применение ПАВ при механическом легировании двойных систем, не изменяя в последовательности стадий грануляции, приводит к уменьшению среднего размера гранул и повышению твердости. При введении 0,5 % ПАВ твердость гранулированных алюминия и композиций, легированных металлами, увеличивается на HV10–15 (табл. 3). Более высокий эффект достигается в системе с бором. В этом случае использование ПАВ приводит к повышению твердости на HV35 и ее значение достигает HV160. Основные факторы, вызывающие дополнительное упрочнение при механическом легировании с ПАВ алюминия и двойных систем, одинаковы и аналогичны рассмотренным выше.

Таблица 3

Микротвердость гранулированных композиций, полученных механическим легированием алюминия элементами в течение 8 ч

Легировующий компонент		Твердость механически легированной композиции, HV		
Элемент	Содержание, %	Обработка без ПАВ	Обработка с 0,5 % ПАВ	Обработка с 0,5 % ПАВ + отжиг (400 °C; 5 ч)
–	–	72	85	85
Mg	5	140	145	140
Li	5	130	155	145
Cu	5	120	130	125
Zr	5	115	130	125
Cr	5	115	125	125
La	5	110	125	125
Mn	5	105	120	115
Ni	5	105	115	110
Fe	5	100	115	120
Co	5	100	110	115
Ti	5	95	110	105
Pb	10	65	75	70
B	4	115	160	160
C	3	135	150	150

Легирование исследованными элементами не оказывает заметного влияния на кинетику изменения структуры основы, а следовательно, на механизм ее формирования. В отличие от вышеприведенной структуры механически легированной композиции «алюминиевый порошок – ПАВ», основой большинства исследованных систем является твердый раствор, в котором наряду с наноразмерными и в большинстве случаев аморфизированными оксидами и карбидами алюминия присутствуют такого же типа алюминиды, а также суб-/микрокри-

сталлические включения легирующих элементов, размер которых находится в пределах 0,01–1,0 мкм [1, 4, 10].

Установлено, что механически активируемое формирование алюминидов происходит по двум одновременно протекающим механизмам: в результате распада пересыщенного твердого раствора и путем непосредственного взаимодействия между исходными компонентами. Первый механизм преобладает в системах с высокой предельной растворимостью легирующего элемента (Mg, Cu, Li) в алюминии; второй – с относительно низкой (Mg, Si, Ti, Cr, V) или при ее отсутствии (Zr, Fe, Ni, Co, Pb, B, C). Для протекания процесса требуется обеспечить достаточную диффузионную подвижность атомов и повысить их внутреннюю энергию до значений, вызывающих взаимодействие между компонентами системы. Эти условия реализуются в микрообъемах композиции, обрабатываемой в механореакторе, в результате многократного периодического ударного воздействия на нее рабочих тел (шаров) [1, 4, 10].

Высокоразвитая поверхность границ зерен и субзерен основы, имеющей структуру суб-/микрокристаллического типа, способствует образованию большого количества центров кристаллизации и формированию наноразмерных выделений алюминидов, одновременно препятствуя росту последних [10]. Все композиции с добавкой ПАВ, включая алюминиевый порошок без легирующих компонентов, полученные обработкой в механореакторе, являются дисперсно-упрочненными. Дисперсному упрочнению в ряде из них сопутствуют дисперсионное и твердорастворное упрочнения. Комплексное упрочнение определяет высокую температуру рекристаллизации механически легированных композиций, значение которой, исходя из результатов исследования влияния отжига на их твердость (табл. 3), превышает 400 °С. Эта температура является также нижней границей коагуляции и роста большинства алюминидов исследованных механически легированных систем.

ВЫВОДЫ

1. Структура основы механически легированных алюминиевых композиций не зависит

от состава шихты и формируется по механизму динамической рекристаллизации, включающему этапы: накопление дислокаций до максимально возможной плотности ($\rho \geq 10^{12} \text{ см}^{-2}$), их перестройка и образование фрагментированной субструктуры, превращение фрагментов в кристаллиты. Она относится к суб-/микрокристаллическому типу и представляет собой зерна алюминия или твердого раствора, размер которых не превышает 100 нм, разделенных на блоки величиной не более 20 нм; плотность дислокаций находится в пределах 10^{10} см^{-2} , а среднеквадратичные искажения кристаллической решетки составляют $3 \cdot 10^{-3}$.

2. При механическом легировании композиций происходят механически активируемые фазовые превращения, направленные на уменьшение свободной энергии систем. При этом фазовый состав композиций равновесного состояния не достигает.

3. При обработке в механореакторе алюминиевого порошка, являющегося сложной многокомпонентной системой, происходит измельчение оксидных пленок, а также термодинамически разрешенное взаимодействие элемента основы с адсорбированной и гидратированной водой, в результате которых образуются наноразмерные включения оксидов алюминия различных полиморфных модификаций, вызывающих дисперсное упрочнение.

4. Применение ПАВ – стеариновой кислоты ($\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$) в количестве 0,5–1,0 % активирует механохимические фазовые превращения. Многократное механическое воздействие, имеющее место при обработке шихты в механореакторе, приводит к деструкции ПАВ и химическому взаимодействию продуктов ее распада с алюминием, в результате которого формируется наноразмерная аморфная фаза карбида алюминия, являющаяся промежуточной на пути образования Al_4C_3 и эффективно упрочняющая основу.

5. Механическое легирование алюминия металлами сопровождается термодинамически разрешенным образованием твердых растворов и алюминидов.

6. Механизм механически активируемого растворения легирующих элементов в алюминии включает следующие стадии: образование неоднородного по составу квазираствора, фор-

мирование в микрообъемах нескольких твердых растворов разной концентрации, гомогенизацию. Концентрация легирующего элемента, исключая Mg и Cu, в твердом растворе механически легированных композиций близка к максимальной растворимости в равновесных условиях и значительно превосходит ее значение при 20 °С.

7. Механически активируемое формирование алюминидов происходит по двум одновременно протекающим механизмам – в результате распада пересыщенного твердого раствора и путем непосредственного взаимодействия между исходными компонентами. Первый механизм преобладает в системах с высокой предельной растворимостью легирующего элемента (Mg, Cu, Li,) в алюминии, второй – с относительно низкой (Mg, Si, Ti, Cr, V) или при ее отсутствии (Zr, Fe, Ni, Co, Pb, B, C).

8. В отличие от структуры механически легированной композиции «алюминиевый порошок – ПАВ» основой большинства исследованных систем является твердый раствор, в котором наряду с наноразмерными и в большинстве случаев аморфизированными оксидами и карбидами алюминия присутствуют такого же типа алюминиды, а также суб-/микросталлические включения легирующих элементов, размер которых находится в пределах 0,01–1,00 мкм.

9. Большинство механически легированных композиций на основе двойных систем являются комплексно упрочненными, сочетающими зернограничное, дисперсное, дисперсионное и твердорастворное упрочнения, что определяет их высокую температуру рекристаллизации и жаропрочность.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина; под ред. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с.
2. **Шишаков, Н. А.** Строение и механизм образования оксидных пленок на металлах / Н. А. Шишаков, В. В. Андреев, Н. К. Андрущенко. – М.: Изд-во АН СССР, 1959. – 188 с.

3. **Белецкий, М. С.** О структуре окиси, образующейся на поверхности алюминия / М. С. Белецкий // Доклады АН СССР. – 1950. – Т. LXXV, № 4. – С. 551–559.

4. **Витязь, П. А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Минск: Бел. наука, 1998. – 351 с.

5. **Кубашевский, О.** Металлургическая термохимия: пер. с англ. / О. Кубашевский, С. Б. Олкокк. – М.: Металлургия, 1982. – 163 с.

6. **Хансен, М.** Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М.: Металлургиздат, 1962. – Т. 2.

7. **Вол, А. Е.** Строение и свойства двойных металлических систем / А. Е. Вол. – М.: Физматиздат, 1959. – Т. 1. – 217 с.

8. **Эллиот, Р. П.** Структуры двойных сплавов: справ. в 2 т. / Р. П. Эллиот. – М.: Металлургия, 1970.

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

10. **Ловшенко, Ф. Г.** Механизмы формирования структуры, фазового состава и свойств механически легированных медных композиций / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // Литье и металлургия. – 2011. – № 3. – С. 142–151.

REFERENCES

1. **Lovshenko, G. F.,** Lovshenko, F. G., & Khina, B. B. (2008) *Metal-Based Nano-Structural Mechanically Alloyed Substances*. Mogilev: Belarusian-Russian University. 679 p. (in Russian).
2. **Shishakov, N. A.,** Andreev, V. V., & Andrushenko, N. K. (1959) *Structure and Formation Mechanism of Oxide Films on Metals*. Moscow, Publishing House of USSR Academy of Sciences. 188 p. (in Russian).
3. **Beletsky, M. S.** (1950) About Oxide Structure formed on Aluminium Surface. *Doklady Akademii nauk SSSR* [Reports of USSR Academy of Sciences], LXXV (4), 551–559 (in Russian).
4. **Vityaz, P. A.,** Lovshenko, F. G., & Lovshenko, G. F. (1998) *Mechanically Doped Aluminium- and Copper-Based Alloys*. Minsk, Belarusian Science. 351 p. (in Russian).
5. **Kubashevsky, O.,** & Olkock, S. B. (1982) *Metallurgical Thermochemistry*. Moscow, Metallurgy. 163 p. (in Russian).
6. **Hansen, M.,** & Anderko, K. (1962) *Structure of Binary Alloys*. Vol. 2. Moscow, Metallurgizdat. (in Russian).
7. **Vol, A. E.** (1959) *Structure and Properties of Binary Metallic Systems*. Vol. 1. Moscow, Phizmatizdat. 217 p. (in Russian).
8. **Elliot, R. P.** (1970) *Structure of Binary Alloys*. 2 Volumes. Moscow, Metallurgy. (in Russian).
9. **Gorelik, S. S.** (1978) *Recrystallization of Metals and Alloys*. Moscow, Metallurgy. 568 p. (in Russian).
10. **Lovshenko, F. G.,** & Lovshenko, G. F. (2011) Mechanisms of Structure Formation, Phase Composition and Properties of Mechanically Alloyed Copper Compositions. *Lityo i Metalurgia* [Casting and Metallurgy], 3, 142–151 (in Russian).

Поступила 14.10.2014

СТРУКТУРА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ ПОСЛЕ ЕСТЕСТВЕННОГО СТАРЕНИЯ

*Докт. техн. наук КАЛИНИЧЕНКО А. С.¹⁾, докт. физ.-мат. наук КУКАРЕКО В. А.²⁾,
канд. техн. наук КАЛИНИЧЕНКО В. А.¹⁾*

¹⁾Белорусский национальный технический университет,

²⁾ОИМ НАН Беларуси

E-mail: akalinichenko@bntu.by

Затвердевание сплавов при высоких скоростях охлаждения приводит к существенным изменениям их структуры и фазового состава. Появляются условия для значительного расширения области твердой растворимости, измельчения зерна, формирования метастабильных фаз или аморфного состояния. Как результат в быстро закаленных сплавах можно получить уникальные сочетания физико-механических и других свойств. Несомненный научный и практический интерес представляет собой применение процессов закалки из жидкого состояния для алюминиевых сплавов с целью повышения их физико-механических свойств.

Поскольку структура таких сплавов крайне нестабильна с термодинамической точки зрения, важным моментом является изучение временной стабильности микроструктуры и фазового состава быстро закаленных алюминиевых сплавов различного химического состава. Исследовано влияние различных легирующих элементов на структуру, фазовый состав и дуromетрические характеристики алюминиевых фольг, полученных путем разливки жидкого алюминиевого сплава на диск, вращающийся с различной скоростью. Для изучения структуры и фазового состава использовали оптическую и электронную микроскопию, а также рентгеноструктурный анализ. Показано, что легирование алюминия медью приводит к увеличению его микротвердости до 130–160 HV0,01, хромом и цирконием – до 60–80 HV0,01, а повышение количества легирующих составляющих в расплаве на основе алюминия (сплав системы Al–Cu) ведет к росту количества выделившихся частиц CuAl₂ и сопровождается увеличением микротвердости алюминиевых фольг. Повышение скорости охлаждения алюминиевого расплава системы Al–Cr–Zr сопровождается диспергированием структуры, что приводит к возрастанию микротвердости получаемых фольг. На основании полученных результатов выбраны оптимальное процентное содержание легирующих добавок и скорость вращения диска, обеспечивающие наиболее высокие дуromетрические свойства алюминиевых фольг.

Ключевые слова: алюминиевая фольга, легирующие элементы, вращающийся диск, фазовый состав, микротвердость.

Ил. 3. Табл. 2. Библиогр.: 10 назв.

STRUCTURE OF RAPIDLY QUENCHED RIBBONS AFTER NATURAL AGING

*KALINICHENKO A. S.¹⁾, KUKAREKO V. A.²⁾,
KALINICHENKO V. A.¹⁾*

¹⁾Belarusian National Technical University,

²⁾Joint Institute of Mechanical Engineering, National Academy of Sciences of Belarus

Alloy solidification at high cooling rates leads to significant changes in structure and phase composition. Conditions appear for a significant extension of solid solubility, grain refining, and formation of metastable phases or amorphous state. Due to this it is possible to obtain unique combinations of physical, mechanical and other properties in rapidly quenched alloys. Undoubted scientific and practical interest is an application of quenching processes from a liquid state for aluminum alloys with the purpose to improve their physical and mechanical properties.

As the structure of such alloys is extremely unstable from a thermodynamic point of view the important issue is to study temporal stability of the microstructure and phase composition of rapidly quenched aluminium alloys of various chemical composition. The paper has investigated an influence of various alloying elements on the structure, phase composition and durometric properties of aluminum foils obtained by liquid aluminum alloy melt-spinning on the disk rotating with various speed. Optical and electron microscopy has been used to study structure and phase composition as well as X-ray structural analysis. It has been shown that alloying of aluminium with copper leads to an increase in micro-hardness up to 130–160 HV0.01, and alloying with chromium and zirconium provides micro-hardness up to 60–80 HV0.01. It has been shown that increasing in amount of alloying additions in the aluminum melt (Al–Cu system alloy) rises the number of CuAl₂ precipitates and is accompanied with an increase in micro-hardness of aluminum foils. An increase in cooling rate of the aluminum melt (Al–Cr–Zr system) is accompanied with structure dispersion which increases micro-hardness of the casted foils. The obtained results have made it possible to establish the optimal percentage of alloying elements and the disk rotation speed providing the highest level of aluminium foils' durometric properties.

Keywords: aluminum foil, alloying elements, rotating disk, phase composition, micro-hardness.

Fig. 3. Tab. 2. Ref. 10 titles.

Введение. Скоростное затвердевание обеспечивает расширение области твердой растворимости легирующих компонентов, минимизацию сегрегации, сильное измельчение зерна, исключение сегрегационных фаз, формирование новых метастабильных и микроструктурных фаз [1]. Применительно к алюминиевым сплавам были проведены исследования алюминиевых сплавов систем 2XXX и 7XXX, которые показали возможность применения быстрозакаленных сплавов для аэрокосмической и автомобильной отраслей [2]. Установлено, что благодаря измельченной структуре и незначительному огрублению частиц при высокой температуре отжига изделия из быстрозакаленного сплава Al–6Mn–3Mg могут быть использованы для применения при высокой температуре эксплуатации. Упрочнение не термообработываемого сплава Al–6Mn–3Mg возможно благодаря эффективному измельчению частиц Al₆Mn за счет применения скоростного затвердевания и последующего процесса консолидации быстрозатвердевших порошков [3]. Подтверждено значительное расширение области растворимости в твердом состоянии для переходных металлов в алюминии [4]. Показано, что структура и фазовый состав лент, полученных разливкой на быстровращающийся валок, зависят от химического состава и скорости охлаждения при затвердевании. У поверхности к валку микроструктура представляла собой алюминиевые зерна (размер зерна 165–294 нм), окруженные осажденными интерметаллидами (система Al–Cr–Ce–Fe). Отжиг при температуре 400 °C в течение 100 ч не вызвал изменения микроструктуры, но при 500 °C появились огрубление структуры и новые фазы. Микротвердость в литом состоянии была (116 ± 4) HV0,02. Фазовый состав быстрозакаленных алюминиевых частиц включал α-Al, Al₁₃Cr₂, интерметаллид Al₂₀CeCr₂ и квазикристаллическую фазу Al₈₀(Cr, Fe)₂₀ [5, 6]. Проведены исследования и других систем алюминиевых сплавов [7].

В перспективе развития современной техники прослеживается тенденция миниатюризации машин и приборов, где большую роль могут играть микролитые детали. Для получения таких отливок необходимо создание высоких

скоростей охлаждения, что на сегодняшний день уже не является неразрешимой задачей. Большинство известных в настоящее время сплавов можно получить закалкой соответствующих расплавов при достаточно высоких скоростях охлаждения. При этом метод охлаждения должен обеспечивать высокий коэффициент теплопередачи на границе раздела между расплавом и охлаждающей средой для отвода теплоты за короткий промежуток времени. Сплавы после закалки из жидкого состояния термодинамически нестабильны, так как высокая скорость охлаждения сопровождается резким уменьшением подвижности атомов. Вследствие малой подвижности атомы располагаются в пространстве таким образом, что не достигается локальный минимум энергии. Нагрев при термообработке увеличивает подвижность атомов, и они стремятся перейти в более энергетически выгодное состояние (структурная релаксация). Таким образом, структурная релаксация не является начальной стадией кристаллизации, а представляет собой процесс, приводящий к более стабильному состоянию закаленного сплава. В результате структурной релаксации увеличиваются плотность и микротвердость, уменьшаются электрическое сопротивление и внутреннее трение.

В случае алюминиевых сплавов структурная релаксация в зависимости от химического состава может протекать и при комнатной температуре. Несмотря на множество работ по изучению различных сплавов, полученных закалкой из жидкого состояния [8, 9], отсутствуют систематизированные данные о влиянии химического состава и скорости вращения диска на структурно-фазовое состояние и дюрометрические характеристики алюминиевых сплавов. В связи с этим задачей авторов было исследование влияния легирования алюминия добавками меди, хрома и циркония, а также скорости охлаждения из жидкого состояния на структуру, фазовый состав и дюрометрические характеристики после естественного старения.

Методика проведения исследований. Исследовали фольги, изготовленные из алюминиевых сплавов с различным химическим составом, полученные разливкой на вращающийся с различной скоростью металлический диск

(мелт-спиннинг), что обеспечивало различную скорость охлаждения алюминиевого расплава. Химический состав исследуемых фольг приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав образцов
и скорость вращения диска

Номер образца	Химический состав образцов, скорость вращения диска
1	Al – 5 % Cu
2	Al – 8 % Cu
3	Al – 15 % Cu
4	Al – 25 % Cu
5	Al – 2,5 % Cr – 2,5 % Zr, $\omega = 30$ м/с
6	Al – 2,37 % Cr – 2,35 % Zr, $\omega = 40$ м/с
7	Al – 2,37 % Cr – 2,35 % Zr, $\omega = 50$ м/с

Рентгеновскую съемку образцов из быстро-закаленных алюминиевых лент (фольг) проводили на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном CoK_α -излучении. Запись линий осуществляли в режиме сканирования. Шаг сканирования – $0,1^\circ$, время набора импульсов в точке – 10 с. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе АЛЪТАМИ МЕТ-1МТ. Травление образцов осуществляли в реактиве: 11 мл HF + 100 мл H_2O . Измерения микротвердости по Виккерсу выполняли на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор $P = 10$ г (0,1 Н).

Результаты исследований и их обсуждение. Микроструктуры полученных фольг из алюминиевых сплавов представлены на рис. 1. Из данных металлографии можно видеть, что легирование алюминиевых сплавов медью, хромом и цирконием приводит к выделению дисперсных фаз в быстрозакаленных сплавах.

Из данных рентгеноструктурного анализа (табл. 2, рис. 2а–г), следует, что в случае легирования расплава алюминия медью и его последующего быстрого охлаждения из жидкого состояния в фазовом составе закристаллизовавшихся фольг регистрируются фазы Al и CuAl_2 . При этом с увеличением процентного содержания меди от 5 до 25 мас. % в алюминиевом расплаве повышается количество содержащейся в фольге фазы CuAl_2 .

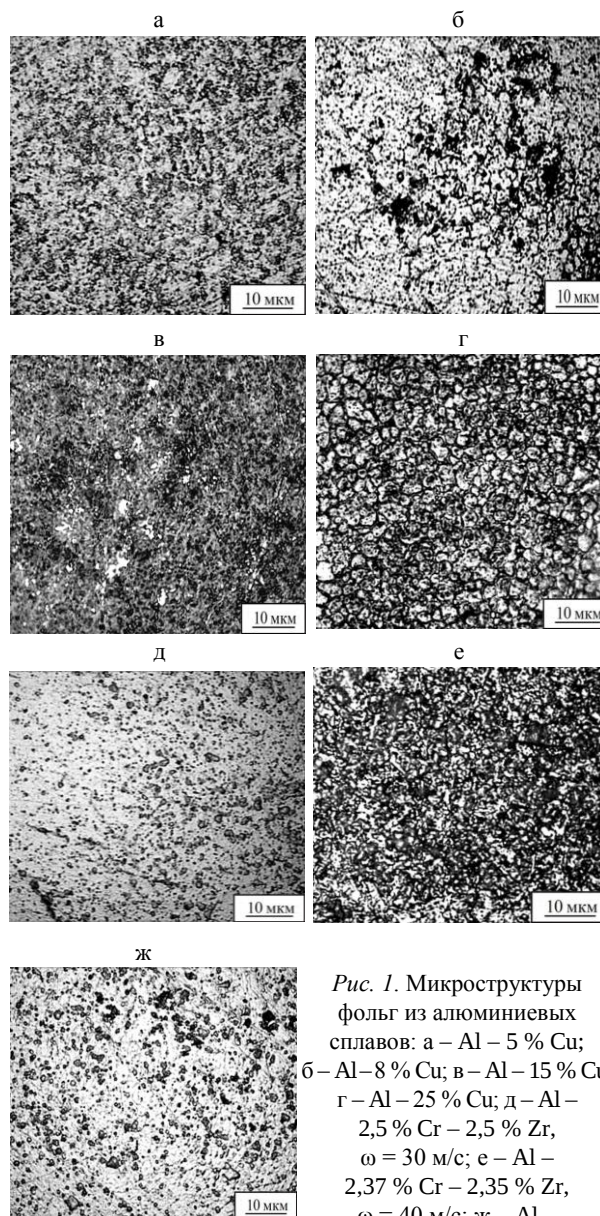


Рис. 1. Микроструктуры фольг из алюминиевых сплавов: а – Al – 5 % Cu; б – Al – 8 % Cu; в – Al – 15 % Cu; г – Al – 25 % Cu; д – Al – 2,5 % Cr – 2,5 % Zr, $\omega = 30$ м/с; е – Al – 2,37 % Cr – 2,35 % Zr, $\omega = 40$ м/с; ж – Al – 2,37 % Cr – 2,35 % Zr, $\omega = 50$ м/с

Таблица 2

Фазовый состав и микротвердость
алюминиевых фольг

Номер образца	Микротвердость кг/мм^2 , HV0,01	Фазовый состав
1	130	Al, CuAl_2
2	140	Al, CuAl_2
3	150	Al, CuAl_2
4	160	Al, CuAl_2
5	60	Al, $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$
6	65	Al, $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$
7	80	Al, $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$

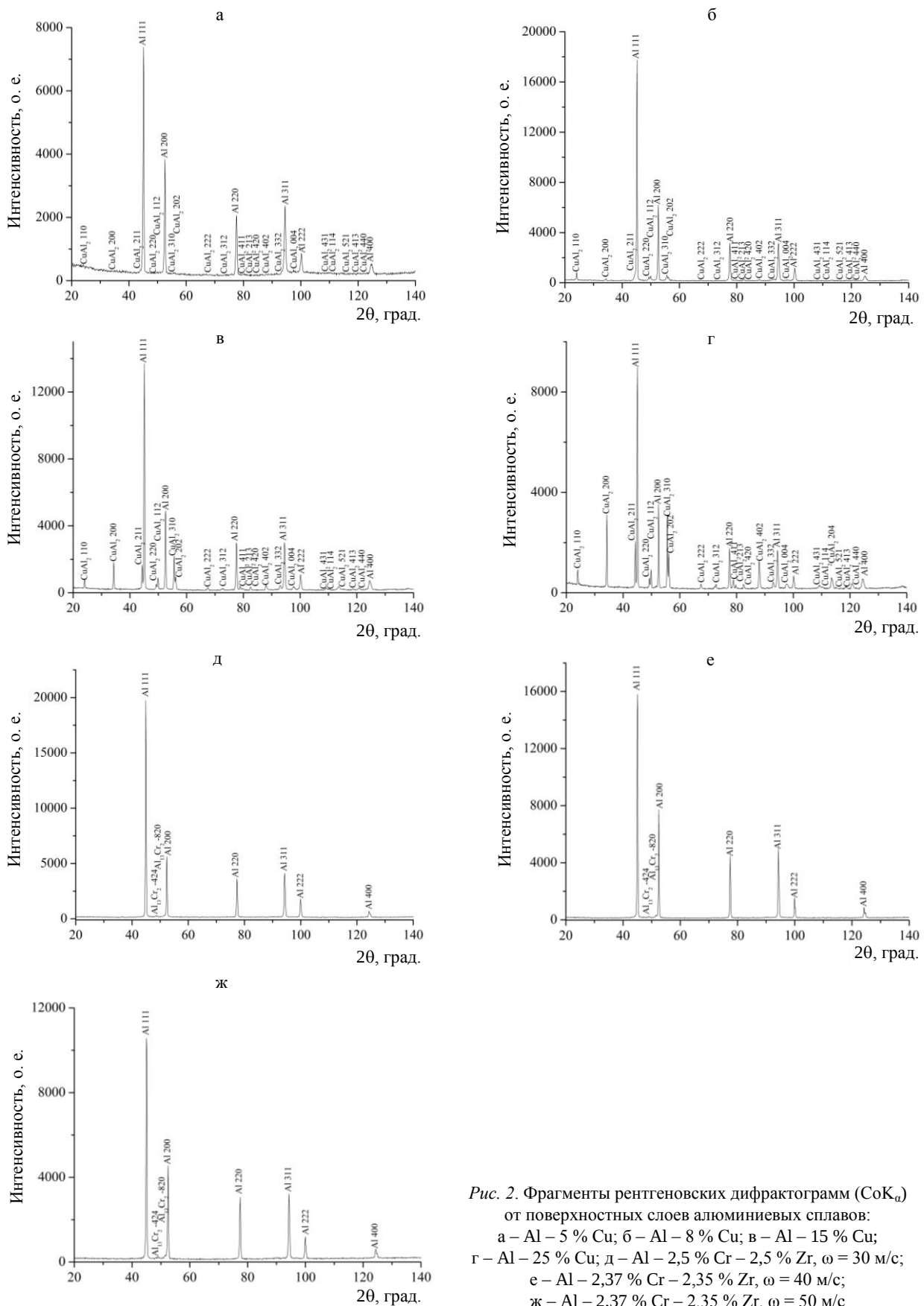


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм ($\text{CoK}\alpha$) от поверхностных слоев алюминиевых сплавов:
а – Al – 5 % Cu; б – Al – 8 % Cu; в – Al – 15 % Cu;
г – Al – 25 % Cu; д – Al – 2,5 % Cr – 2,5 % Zr, $\omega = 30$ м/с;
е – Al – 2,37 % Cr – 2,35 % Zr, $\omega = 40$ м/с;
ж – Al – 2,37 % Cr – 2,35 % Zr, $\omega = 50$ м/с

Следует отметить, что возрастание количества фазы CuAl_2 в алюминиевой матрице приводит к увеличению микротвердости алюминиевого сплава. Так, при легировании алюминия 5 мас. % меди микротвердость полученной быстрозакристаллизованной фольги составляет 130 HV0,01 (табл. 2). Увеличение содержания меди до 8 мас. % ведет к росту значения микротвердости до 140 HV0,01 (табл. 2). При введении в расплав алюминия 15 мас. % меди микротвердость полученной фольги увеличивается до значения 150 HV0,01 (табл. 2). Для алюминиевой фольги с содержанием меди 25 мас. %, регистрируется максимальное значение микротвердости – 160 HV0,01 (табл. 2). Сравнительный анализ показывает, что в системе Al–Cu наблюдается изменение фазового состава быстрозакаленных фольг при естественном старении по сравнению с литым состоянием [10].

В случае сплавов на алюминиевой основе, легированных хромом и цирконием, содержание легирующих элементов остается приблизительно одинаковым, а варьируется скорость вращения (охлаждения) диска. При быстром охлаждении сплава Al–Cr–Zr в полученных фольгах, наряду с алюминием, регистрируется интерметаллидная фаза $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$.

В случае кристаллизации расплава алюминия, легированного хромом и цирконием на диске, скорость вращения которого равна 30 м/с, получаемая фольга имеет микротвердость 60 HV0,01. Увеличение скорости вращения диска до 40 м/с позволяет получать алюминиевую фольгу с микротвердостью 65 HV0,01. При максимальной скорости вращения диска $\omega = 50$ м/с микротвердость фольг составляет 80 HV0,01 (табл. 2).

Данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о том, что при повышенных скоростях охлаждения регистрируется увеличение значений физического уширения дифракционных линий матричной фазы (рис. 3). Поскольку величина физического уширения дифракционных линий от матричной фазы (β_{111}) связана с углом рассеяния рентгеновских лучей (θ) зависимостью $\beta_{111} \sim \sec\theta$, можно заключить, что регистрируемое увеличение β_{111} при возраста-

нии ω обусловлено более высокой дисперсностью кристаллической структуры (зерен, субзерен) при более быстром охлаждении расплава. В связи с этим можно полагать, что увеличение микротвердости быстрозакристаллизованных фольг Al–Cr–Zr по мере увеличения ω обусловлено измельчением структуры фольг.

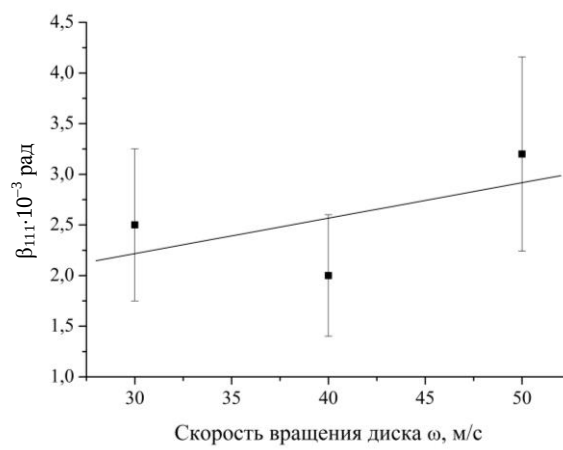


Рис. 3. Зависимость физического уширения дифракционных линий (β_{111}) матричной фазы (Al) от скорости вращения металлического диска

ВЫВОД

Исследовано влияние содержания легирующих элементов на структуру, фазовый состав и дюрометрические характеристики быстрозакристаллизованных алюминиевых фольг, полученных путем нанесения расплава на вращающийся диск. Показано, что увеличение количества легирующей примеси в расплаве на основе алюминия (сплав Al–Cu) приводит к росту количества выделившихся частиц CuAl_2 и сопровождается повышением микротвердости алюминиевых фольг. Увеличение скорости охлаждения алюминиевого расплава Al–Cr–Zr сопровождается диспергированием структуры, что приводит к возрастанию микротвердости получаемых фольг.

ЛИТЕРАТУРА

1. Калиниченко, А. С. Управляемое направленное за твердевание и лазерная обработка: теория и практика / А. С. Калиниченко, Г. В. Бергманн. – Минск: Технопринт, 2001. – 362 с.

2. **Rapidly Solidified Aluminum Alloys** [Electronic Resource]. – Режим доступа: <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=133>. – Дата доступа 06.11.2014.

3. **Effect of Rapid Solidification on Structure and Mechanical Properties of Al-6Mn-3Mg Alloy** / P. Lobry [et al.] // *Archives of Material Science and Engineering*. – 2011. – Vol. 49, Iss. 2. – P. 97–102.

4. **Krainikov, A. V.** Rapidly Solidified High-Temperature Aluminum Alloys. 1. Structure / A. V. Krainikov, O. D. Neikov // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2012. – Vol. 51, No 7–8. – P. 399–403.

5. **Structure of Rapidly Solidified Al-Fe-Cr-Ce Alloy** / A. Michalkova [et al.] // *Key Engineering Materials*. – 2011. – Vol. 465. – P. 199–202.

6. **Structure of Rapidly Solidified Aluminium-Based Alloy** [Electronic resource] / A. Michalkova [et al.] // *Metal 2010, Proceedings of the 19th International Conference on Metallurgy and Materials, Roznov pod Radhostem, Ceska Republika, 18.-20.05. 2010.* – Режим доступа: www.metal2014.com/files/proceedings/metal_10/lists/papers/80.pdf. – Дата доступа: 06.11.2014.

7. **Калиниченко, А. С.** Применение неравновесных процессов затвердевания для получения материалов с улучшенными свойствами / А. С. Калиниченко // *Литье и металлургия*. – 2010. – № 4. – С. 49–54.

8. **Филонов, М. Р.** Аморфные и нанокристаллические материалы, полученные закалкой из расплавов: учеб.-метод. комплекс дисциплины / М. Р. Филонов, Ю. В. Коныхов. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2010. – 184 с.

9. **Вьюгов, П. Н.** Металлические стекла / П. Н. Вьюгов, А. Е. Дмитренко // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*. – 2004. – № 6 (14). – С. 185–191.

10. **Структура и фазовый состав быстроохлажденных сплавов** / П. А. Пархутик [и др.] // *Физика металлов и сплавов*. – 1990. – № 8. – С. 162–168.

2. **Rapidly Solidified Aluminum Alloys**. Available at: <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=133> (Accessed 6 November 2014).

3. **Lobry, P., Błaż, L., Sugamata, M., & Kula, A.** (2011) Effect of Rapid Solidification on Structure and Mechanical Properties of Al-6Mn-3Mg Alloy. *Archives of Material Science and Engineering*, 49 (2), 97–102.

4. **Krainikov, A. V., & Neikov, O. D.** (2012) Rapidly Solidified High-Temperature Aluminum Alloys. 1. Structure. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 51 (7–8), 399–403. doi: 10.1007/s11106-012-9448-8.

5. **Michalkova, A., Vojtěch, D., Novák, P., Procházka, I., Čížek, J., Drahokoupil, J., Wienerová, K., Saksl, K., Rokicki, P., & Spotz, Z.** (2011) Structure of Rapidly Solidified Al-Fe-Cr-Ce Alloy. *Key Engineering Materials*, 465, 199–202. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.465.199.

6. **Michalkova, A., Vojtěch, D., Novák, P., Bezdička, P., Klementová, M., Drahokoupil, J., Saksl, K., Spotz, Z., Rokicki, P., & Siemers, C.** (2010) Structure of Rapidly Solidified Aluminium-Based Alloy. *Metal 2010, Proceedings of the 19th International Conference on Metallurgy and Materials, Roznov pod Radhostem, Ceska Republika, 18.20.05. 2010.* Available at: www.metal2014.com/files/proceedings/metal_10/lists/papers/80.pdf (Accessed 6 November 2014).

7. **Kalinichenko, A. S.** (2010) Application of Solidification Non-Equilibrium Processes for Obtaining Materials with Improved Properties. *Litio i Metallurgia* [Foundry and Metallurgy], 4, 49–54 (in Russian).

8. **Filonov, M. R., & Koniukhov, Yu. V.** (2010) *Amorphous and Nanocrystalline Materials Obtained with the Help of Melt Quenching*. Moscow, MISIS Publishing House. 184 p. (in Russian).

9. **Vyugov, P. N., & Dmitrenko, A. E.** (2004) Metallic Glasses. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki* [Issues on Atomic Science and Technology. Series: Vacuum, Pure Materials, Superconductors], 6 (14), 185–191 (in Russian).

10. **Parkhutik, P. A., Kalinichenko, A. S., Kuprianova, I. Iu., Chebot'ko, I. S., Antonevich, M. A., & Savitskaia, E. V.** (1990) Structure and Phase Composition of Quick-Cooled Alloys. *Fizika Metallov i Splavov* [Physics of Metals and Alloys], 8, 162–168 (in Russian).

REFERENCES

1. **Kalinichenko, A. S., & Bergmann, G. V.** (2001) *Controlled Directional Solidification and Laser Treatment: Theory and Practice*. Minsk, Tekhnoprint. 362 p. (in Russian).

Поступила 05.01.2015

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В DEFORM-3D ДЛЯ АНАЛИЗА ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ СКОРОСТНОМ ГОРЯЧЕМ ВЫДАВЛИВАНИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМООБРАЗУЮЩИХ ДЕТАЛЕЙ ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКИ

*Докт. техн. наук, проф. КАЧАНОВ И. В.,
канд. техн. наук, доц. КУДИН М. В., асп. ЛЕНКЕВИЧ С. А.*

Белорусский национальный технический университет

E-mail: LwSwA@yandex.ru

Современное развитие промышленного производства тесно связано с использованием наукоемких и высоких технологий, обеспечивающих конкурентоспособность выпускаемой продукции на мировом рынке. Также остро стоит проблема энерго- и ресурсосбережения, которая решается внедрением новых технологических процессов и созданием новых материалов, обеспечивающих увеличение производительности за счет автоматизации и повышения стойкости инструмента. Разработка и внедрение таких технологий – зачастую весьма трудоемкие процессы, сопряженные со сложными расчетами и проведением экспериментальных исследований. Альтернативой экспериментальному и теоретическому методам исследований является применение имитационного моделирования процессов обработки материалов с использованием современных программных продуктов.

Целью исследований являлось сопоставление результатов экспериментов при получении биметаллических образцов формообразующего инструмента методом скоростного горячего выдавливания и результатов, полученных компьютерным моделированием в пакете DEFORM-3D методом конечных элементов. Сравнительный анализ пластического течения реальных и модельных образцов показал, что полученные модели предоставляют качественную и достоверную картину пластического течения в процессе скоростного горячего выдавливания. Моделирование в DEFORM-3D позволяет исключить сложные расчеты и значительно сократить число экспериментальных исследований при разработке новых технологических процессов.

Ключевые слова: пластическое течение, скоростное горячее выдавливание, биметаллические формообразующие детали, штамповая оснастка.

Ил. 9. Библиогр.: 10 назв.

COMPUTER MODELING IN DEFORM-3D FOR ANALYSIS OF PLASTIC FLOW IN HIGH-SPEED HOT EXTRUSION OF BIMETALLIC FORMATIVE PARTS OF DIE TOOLING

KACHANOV I. V., KUDIN M. V., LENKEVICH S. A.

Belarussian National Technical University

The modern development of industrial production is closely connected with the use of science-based and high technologies to ensure competitiveness of the manufactured products on the world market. There is also much tension around an energy- and resource saving problem which can be solved while introducing new technological processes and creation of new materials that provide productivity increase through automation and improvement of tool life. Development and implementation of such technologies are rather often considered as time-consuming processes which are connected with complex calculations and experimental investigations. Implementation of a simulation modelling for materials processing using modern software products serves an alternative to experimental and theoretical methods of research.

The aim of this paper is to compare experimental results while obtaining bimetallic samples of a forming tool through the method of speed hot extrusion and the results obtained with the help of computer simulation using DEFORM-3D package and a finite element method. Comparative analysis of plastic flow of real and model samples has shown that the obtained models provide high-quality and reliable picture of plastic flow during high-speed hot extrusion. Modeling in DEFORM-3D make it possible to eliminate complex calculations and significantly reduce a number of experimental studies while developing new technological processes.

Keywords: plastic flow, high-speed hot extrusion, bimetallic shaping parts, die tooling.

Fig. 9. Ref.: 10 titles.

Введение. Современное развитие промышленного производства тесно связано с использованием наукоемких и высоких технологий, обеспечивающих конкурентоспособность выпускаемой продукции на мировом рынке путем

внедрения новых эффективных процессов обработки материалов при одновременном снижении энерго- и ресурсопотребления. В этой связи большими потенциальными возможностями обладают технологии, основанные на

получении биметаллических формообразующих деталей штамповой оснастки методом скоростного горячего выдавливания (СГВ), позволяющие за один удар получать высокоточные изделия с экономией штамповых сталей до 90 % [1–4]. Чтобы разработать технологический процесс изготовления биметаллического инструмента методом СГВ, необходимы информация о характере пластического течения, а также сведения об откликах системы «штамп – инструмент – деформируемый образец» на изменение технологических параметров. Для получения такой информации могут быть использованы методы экспериментального исследования и теоретического моделирования, а также их комбинация. Главная трудность применения всех методов экспериментального исследования заключается в необходимости изготовления технологической оснастки, стоимость которой весьма значительная.

Существенным недостатком теоретических методов является трудность или невозможность их применения к исследованию сложных процессов СГВ. Кроме того, к недостаткам следует отнести некорректность принимаемых допущений: усреднение интенсивности напряжений по очагу пластической деформации, затрудненность или вовсе невозможность учета реальных контактных условий и формоизменения деформируемого образца на каждом этапе протекания процесса, отсутствие учета волновых эффектов при ударном воздействии инструмента на деформируемую заготовку.

Альтернативой экспериментальному и теоретическому методам исследований является использование имитационного моделирования процессов объемной штамповки с помощью метода конечных элементов (МКЭ). Неоспоримое и весьма ценное достоинство этого метода – возможность проведения комплексного физико-механического анализа, который базируется на основных концептуальных положениях, законах и теоремах механики сплошной среды вообще и деформируемого твердого тела в частности. Корректная модель в МКЭ максимально приближена к реальному физическому процессу и позволяет учитывать весьма тонкие физические эффекты [5, 6].

Цель исследований, проводимых авторами, – сопоставление результатов экспериментов при получении биметаллических образ-

цов методом СГВ и результатов, полученных компьютерным моделированием в пакете DEFORM-3D методом конечных элементов.

Методика моделирования. Для получения данных о совместном пластическом течении двух металлов 1 и 2, входящих в состав составных биметаллических заготовок (рис. 1), при СГВ провели эксперименты по схеме с комбинированным выдавливанием (обратное и боковое). Образцы изготавливали резанием на токарном станке из прутков одной поставки. Контактные поверхности подвергали травлению 2%-м спиртовым раствором азотной кислоты, протирке этиловым спиртом и зачистке металлическими щетками. После чего образцы нагревали.

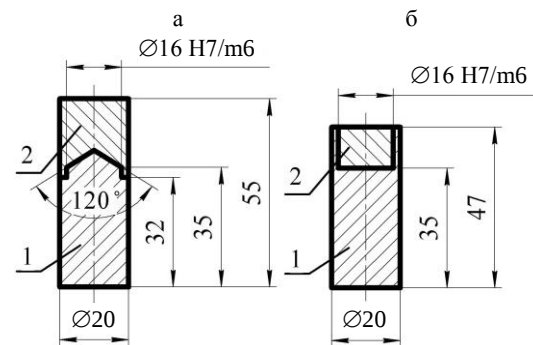


Рис. 1. Эскизы реальных составных заготовок:
а – 1 – сталь 40Х; 2 – сталь Х12МФ; б – 1 – сталь 40Х;
2 – сталь Р6М5

Нагрев осуществляли в камерной печи СНОЛ-2УМ. Для предотвращения окалинообразования образцы засыпали порошкообразным древесным углем. В процессе нагрева температуру в рабочем пространстве печи контролировали с помощью платино-родиевой термопары ТПРТ 01.01-000-ВЗ-Н-К799-4-320, соединенной с микропроцессорным измеритель-регулятором ТРМ-101. Температура составляла в основном $T_{\text{пл}} = 1200^\circ\text{C}$. Время выдержки образцов в печи выбирали из расчета полного прогрева по сечению. Оно составляло 1 мин на 1 мм диаметра заготовки [7].

Комбинированное выдавливание (рис. 2) осуществляли мастер-пуансоном в полуматрицах штампа для закрытого выдавливания. Ударное нагружение обеспечивали на вертикальном копре при помощи бойка массой $M_6 = 70\text{ кг}$, поднимаемого на высоту $H = 5\text{ м}$. Учитывая, что разгон бойка происходит с ускорением свободного падения $g = 9,81\text{ м/с}^2$, его

скорость перед соударением с заготовкой составляла

$$v = \sqrt{2gH} = \sqrt{2 \cdot 9,81 \cdot 5} = 9,9 \text{ м/с.}$$

Следовательно, кинетическая энергия бойка перед соударением с заготовкой будет равна

$$E_k = \frac{M_6 v^2}{2} = \frac{70 \cdot 9,9^2}{2} = 3430 \text{ Дж.}$$

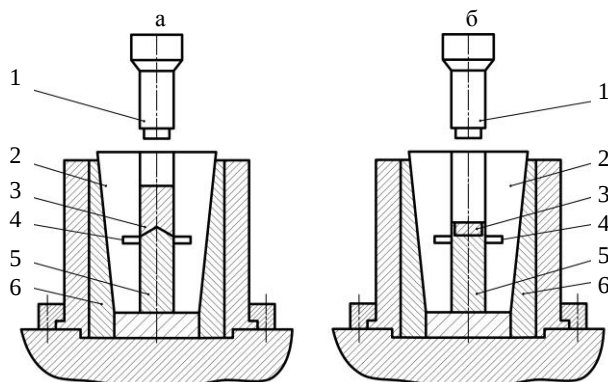


Рис. 2. Схемы нагружения для комбинированного выдавливания реальных образцов: а – сталь 40Х + Х12МФ; б – сталь 40Х + Р6М5: 1 – мастер-пуансон; 2 – полуматрица; 3 – штамповая сталь; 4 – конструкционная сталь; 5 – кольцевая проточка; 6 – штамп для закрытого выдавливания в сборе

Обратным выдавливанием получали формообразующую полость, а боковое выдавливание осуществляли совместным затеканием двух металлов 3 и 4 в кольцевую проточку (рис. 2) с образованием биметаллического соединения [8, 9].

На основе исходных данных (размеры и форма составной заготовки, пуансона и полуматриц) создадим модели для анализа пластического течения (рис. 3, 4) применительно к биметаллическим составным заготовкам, приведенным на рис. 1. После создания исходной модели в препроцессоре программы DEFORM-3D задаем следующие исходные данные:

- материалы – сталь Х12МФ (рис. 4а, поз. 3) и сталь Р6М5 (рис. 4б, поз. 3) (выбираем более труднодеформируемый материал);
- начальную скорость деформирования $v_0 = 10 \text{ м/с}$;
- температуру составной заготовки $T = 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ (учитываем, что потеря температуры ΔT при переносе от печи до штампа составляет $50 \text{ }^\circ\text{C}$);

- учет потери теплоты заготовки при взаимодействии с инструментом и приращение температуры в ходе деформирования (программа определяет автоматически);

- коэффициент трения при скоростном пластическом течении – 0,015 (на основании данных [10]);

- количество конечных элементов в объеме заготовки 20000 (задается в зависимости от требуемой точности расчета).

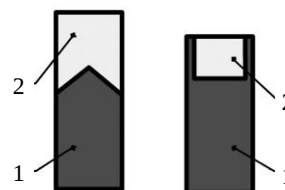


Рис. 3. Модели составных заготовок: 1 – конструкционная сталь; 2 – штамповая сталь

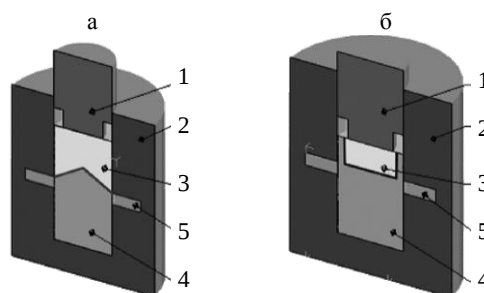


Рис. 4. Модели для анализа пластического течения до ударного нагружения составной заготовки: 1 – пуансон; 2 – полуматрица; 3 – штамповая сталь; 4 – конструкционная сталь; 5 – кольцевая проточка

После ввода исходных данных запускается пошаговый процесс симуляции с возможностью ввода линии раздела биметалла и просмотра картины течения на любом шаге, т. е. при любом перемещении пуансона, например в момент полного образования полости (рис. 5) или в момент завершения процесса деформирования (рис. 6) и т. д.

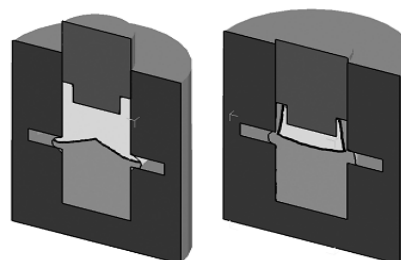


Рис. 5. Модели пластического течения в момент полного образования полости

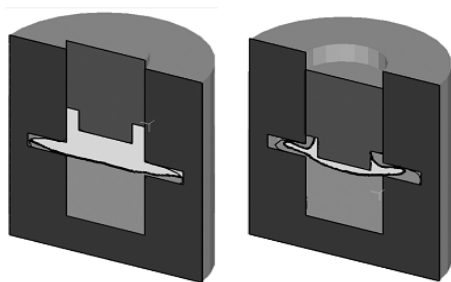


Рис. 6. Модели пластического течения в момент завершения процесса деформирования составной заготовки

Сравнительный анализ пластического течения реальных образцов и полученных моделей производился в графическом редакторе КОМПАС путем наложения линий раздела двух материалов 1 и 2 (рис. 7, линия А на линию В и линия Б на линию Г). Относительное расхождение несовпадающих точек не превышало 10 %, которое объяснимо тем, что для моделей приняты идеальные условия деформирования, не учитывающие допуски, назначаемые при изготовлении реальной оснастки, и физическую природу строения реальных металлов. В целом же моделирование пластического течения биметаллических составных заготовок, как это видно из рассмотрения линий раздела двух материалов А и В, Б и Г на рис. 7, является качественным и достоверным.

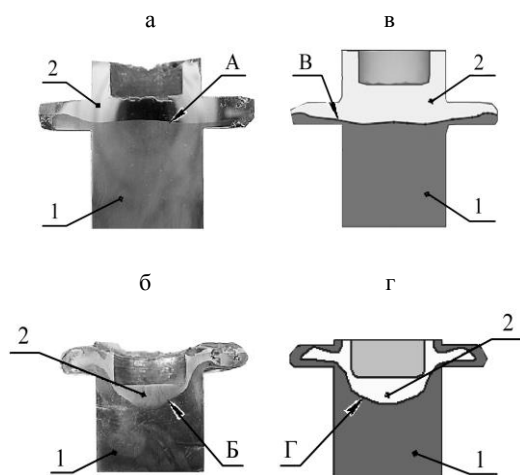


Рис. 7. Вид биметаллических образцов после деформации реальных образцов (а, б) и моделей (в, г): а – 1 – сталь 40Х; 2 – сталь Х12МФ; б – 1 – сталь 40Х; 2 – сталь Р6М5; в, г – 1 – конструкционная сталь; 2 – штамповая сталь

Возможности DEFORM-3D позволяют получать различные зависимости энергосило-

вых параметров смоделированных процессов. Для смоделированных выше процессов рассмотрим зависимость $E_n = f(t)$ – «энергия деформирования – время» (рис. 8) и сравним полученные данные с расчетной энергией E_k для реальных образцов.

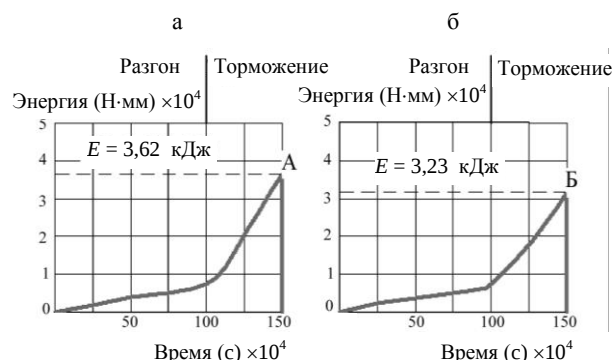


Рис. 8. Зависимость энергии пуансона от времени:
а – модель композиции 40Х + Х12МФ;
б – модель композиции 40Х + Р6М5

Пользуясь данными зависимостями, можно получать численные значения параметров для характерных точек. Например, на рис. 8 отмечены точки А и Б в момент окончания процесса деформации. Так, на рис. 8а в точке энергия $E = 3,62$ кДж, затраченная на деформацию для модели композиции 40Х + Х12МФ, в сравнении с расчетной для экспериментального образца имеет значение, меньшее на 5,5 %, что возможно, учитывая допущения, принимаемые для деформирования модели. Для модели композиции 40Х + Р6М5 (рис. 8б) в точке Б затраченная энергия $E = 3,23$ кДж на 6,0 % меньше расчетной, и на экспериментальном образце наблюдали образование небольшого заусенца при обратном выдавливании, что говорит об избытке энергии. Таким образом, можно сделать вывод о том, что при анализе процесса выдавливания расчет энергосиловых параметров методом конечных элементов подтверждается не только качественно, но и количественно.

С точки зрения диссипации энергии, процесс можно разделить на два периода (рис. 8а, б): разгона и торможения [1]. Здесь необходимо отметить, что подобный характер движения инструмента (бойка), энергия которого постоянно расходуется на преодоление сопротивления деформированию, является закономерным для процесса скоростной штамповки. Кроме того, период разгона соответствует этапу формообразования

полости, а период торможения – этапу совместного затекания двух металлов в кольцевую проточку, что обусловлено возрастающей степенью деформации.

Еще одной возможностью при компьютерном моделировании в DEFORM-3D для оптимизации экспериментальных исследований пластического течения биметаллических заготовок является создание «обратной» модели. Задавая в модели продеформированного образца требуемую линию раздела двух металлов (рис. 9а, линия А) и «обратным» моделированием придавая составному образцу форму до деформации, можно установить оптимальную форму сопряжения двух частей исходной заготовки.

Отмеченное обстоятельство позволяет установить до начала экспериментальных исследований вид сопрягаемых поверхностей и характер изменения поверхности раздела А внутри составного образца (рис. 9б), способной в процессе деформации трансформироваться в плоскую поверхность, на базе которой создается неразъемное соединение двух частей биметаллического образца. Отмеченный факт многократно подтверждался экспериментальными исследованиями и, вне всякого сомнения, может сыграть ключевую роль в теории математического планирования эксперимента для процессов обработки металлов давлением в части определения необходимого и достаточного количества экспериментов для создания качественного соединения двух разнородных материалов.

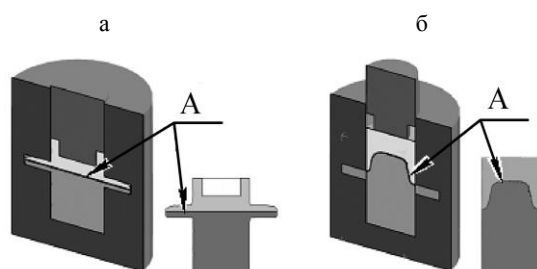


Рис. 9. Трансформация оптимальной поверхности раздела А биметаллического образца «обратным» моделированием:
а – продеформированный образец;
б – образец до деформации

ВЫВОДЫ

1. Построены и изучены модели получения биметаллических формообразующих деталей

штамповой оснастки в компьютерной программе DEFORM-3D методом конечных элементов.

2. Проведен сравнительный анализ пластического течения реальных и модельных образцов и установлено, что полученные модели предоставляют качественную и достоверную картину пластического течения в процессе скоростного горячего выдавливания.

3. Моделирование в DEFORM-3D позволяет получать различные зависимости энергосиловых параметров и определять их числовые значения в любой момент пластической деформации.

4. Возможность «обратного» моделирования позволяет до проведения экспериментальных исследований установить оптимальную форму изготовления составной биметаллической заготовки, что представляет собой вклад в теорию математического планирования эксперимента в части установления минимального количества экспериментов с прогнозируемым расположением поверхности соединяемых разнородных материалов в процессе изготовления биметаллических деталей различного функционального назначения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Качанов, И. В. Скоростное горячее выдавливание стержневых изделий / И. В. Качанов; под ред. Л. А. Исаевича. – Минск: Технопринт, 2002. – 327 с.
2. Здор, Г. Н. Технология высокоскоростного деформирования материалов / Г. Н. Здор, Л. А. Исаевич, И. В. Качанов. – Минск: БНТУ, 2010. – 456 с.
3. Скоростное горячее выдавливание стержневых изделий с плакированием торцевой части / И. В. Качанов [и др.]. – Минск: БНТУ, 2011. – 198 с.
4. Капранов, В. Н. Особенности высокоскоростного горячего выдавливания формовочного инструмента повышенной точности / В. Н. Капранов, В. Я. Осинных // Повышение качества и эффективности изготовления технологической оснастки методами пластического деформирования: сб. тезисов Всесоюзн. науч.-техн. конф. – Таллин, 1977. – С. 125–129.
5. Исследование технологических возможностей поперечного выдавливания методом конечных элементов / К. М. Иванов [и др.] // Металлообработка. – 2001. – № 2. – С. 24–27.
6. Иванов, К. М. Метод конечных элементов в технологических задачах ОМД: учеб. пособие / К. М. Иванов, В. С. Шевченко, Э. Е. Юргенсон. – СПб: Ин-т машиностроения, 2000. – 217 с.
7. Шмыков, А. А. Справочник термиста / А. А. Шмыков. – М.: Машгиз, 1956. – 331 с.

8. **Способ** изготовления формообразующего инструмента: пат. 18173 Респ. Беларусь, МПК В 21 К 5/20 / И. В. Качанов, Л. А. Исаевич, Г. Н. Здор, М. В. Кудин, В. Н. Шарий, С. А. Ленкевич; заявитель Белорус. нац. техн. ун-т. – № а 20110763; заявл. 03.06.2011; опубл. 30.04.2014 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2014.

9. **Качанов, И. В.** Оборудование и технология получения биметаллических формообразующих деталей штамповой оснастки методом скоростного горячего выдавливания / И. В. Качанов, М. В. Кудин, С. А. Ленкевич // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.*: в 2 ч. – Минск: БНТУ, 2013. – Вып. 34, ч. 1. – С. 209–232.

10. **Согришин, Ю. П.** Штамповка на высокоскоростных молотах / Ю. П. Согришин, Л. Г. Гришин, В. М. Воробьев. – М.: Машиностроение, 1978. – 164 с.

REFERENCES

1. **Kachanov, I. V., & Isaevich, L. A.** (2002) *High Speed Extrusion of Rod Parts*. Minsk, Tekhnoprint. 327 p. (in Russian).

2. **Zdor, G. N., Isaevich, L. A., & Kachanov, I. V.** (2010) *Technology of High-Speed Material Deformation*. Minsk: BNTU. 456 p. (in Russian).

3. **Kachanov, I. V., Zdor, G. N., Isaevich, L. A., & Sharii, V. N.** (2011). *High-Speed Hot Extrusion of Rod Parts with Butt and Cladding*. Minsk: BNTU. 198 p. (in Russian).

4. **Kapranov, V. N., & Osinnykh, V. Ya.** (1977) Peculiar Features of High-Speed Hot Extrusion of High Precision Forming Tool. *Povyshenie Kachestva i Effektivnosti Izgotovleniya Tekhnologicheskoi Osnastki Metodami Plasticheskogo*

Deformirovaniia: sb. Tezisev Vsesoiuz. Nauch.-Tekhn. Konf. [Improvement of Quality and Efficiency in Manufacturing of Machine-Tool Attachments While Using Plastic Deformation Methods. Book of Abstracts of All-Union Scientific Research Conference]. Tallin, 125–129 (in Russian).

5. **Ivanov, K. M., Liasnikov, A. V., Gumeniuk, Iu. I., & Matveev, S. A.** (2001) Investigation of Technological Capabilities for Cross-Sectional Extrusion Using Finite Element Method. *Metallrobrabotka* [Metalworking], 2, 24–27 (in Russian).

6. **Ivanov, K. M., Shevchenko, V. S., & Yurgenson, E. E.** (2000) *Finite Element Method for Technological Tasks of Metal Forming Processes*. Saint-Petersburg, Institute of Machine Building. 217 p. (in Russian).

7. **Shmykov, A. A.** (1956) *Reference Book of Heat Treatment Operator*. Moscow, Mashgiz. 331 p. (in Russian).

8. **Kachanov, I. V., Isaevich, L. A., Zdor, G. N., Kudin, M. V., Sharii, V. N., & Lenkevich, S. A.** (2014). *Sposob Izgotovleniia Formoobrazuiushchego Instrumenta* [Method for Manufacturing of Forming Tool]. Patent. Republic of Belarus no. 18173 (in Russian).

9. **Kachanov, I. V., Kudin, M. V., & Lenkevich, S. A.** (2013) Equipment and Technology for Obtaining Bimetallic Shaping Parts of Die Tooling Using High-Speed Hot Extrusion Method. *Metallurgia. Respublikanskii Mezhdostvennyi Sbornik Nauchnykh Trudov* [Metallurgy. Republican Interdepartmental Collection of Research Papers]. Minsk: BNTU, 34 (1), 209–232 (in Russian).

10. **Sogrišin, Yu. P., Grishin, L. G., & Vorobiov, V. M.** (1978) *Die-Stamping Using High-Speed Hammers*. Moscow, Mashinostroenie. 164 p. (in Russian).

Поступила 19.07.2013

УДК 681.7.023.72

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОДНОВРЕМЕННОЙ ДВУСТОРОННЕЙ ОБРАБОТКИ ЛИНЗ

*Докт. техн. наук, проф. КОЗЕРУК А. С., магистрант ЛАПТЕВА Е. О.,
докт. техн. наук, проф. ФИЛОНОВ И. П., канд. техн. наук, доц. ФИЛОНОВА М. И.*

Белорусский национальный технический университет

E-mail: a.kozeruck@yandex.ru

Рассмотрено совершенствование технологии получения высокоточных линз с тонким центром, при обработке которых в настоящее время их закрепляют на приспособление за исполнительные поверхности посредством наклеенного вещества, что вызывает упругие деформации в стекле и является источником локальных погрешностей на деталях.

Разработана математическая модель процесса одновременной двусторонней обработки высокоточных оптических деталей со сферическими поверхностями. В результате получены аналитические выражения, позволяющие рассчитать скорость скольжения в произвольной точке на обрабатываемой сферической поверхности

в зависимости от вида и величины наладочных параметров технологического оборудования. Используя эти выражения совместно с функциональной зависимостью давления от величины зоны контакта притирающихся поверхностей инструмента и детали, выполнен расчет параметра $Q = p\nu$ в диаметральной сечении линзы с выпукло-вогнутой поверхностью.

Проведены теоретико-экспериментальные исследования характера изменения параметра Q по обрабатываемой поверхности линзы для различных наладочных параметров технологического оборудования и выявлены оптимальные их значения, обеспечивающие преимущественный съем припуска в центральной или краевой зоне детали, или равномерное распределение съема по всей обрабатываемой поверхности.

Предложена схема станка для одновременного двустороннего шлифования и полирования линз при закреплении их за боковую (цилиндрическую) поверхность. Кинематика станка позволяет гибко и в широких пределах изменять его наладочные параметры, что существенно облегчает управление процессом формообразования деталей с высокоточными сферическими поверхностями. Выполнены математическое моделирование процесса формообразования высокоточных сферических поверхностей в условиях силового замыкания, численные и экспериментальные исследования.

Ключевые слова: математическое моделирование, наладочные параметры, формообразование, методика расчета, съем припуска.

Ил. 6. Табл. 2. Библиогр.: 10 назв.

MATHEMATICAL SIMULATION OF CONCURRENT TWO-SIDED LENS PROCESSING

KOZERUK A. S., LAPTEVA E. O., FILONOV I. P., FILONOVA M. I.

Belarusian National Technical University

The purpose of the paper is to modernize technology for obtaining high-accuracy lenses with fine centre. Presently their operating surfaces are fixed to an accessory with the help of adhesive substance that leads to elastic deformation in glass and causes local errors in lens parts.

A mathematical model for concurrent two-sided processing of high-accuracy optical parts with spherical surfaces has been developed in the paper. The paper presents analytical expressions that permit to calculate sliding speed at any point on the processed spherical surface depending on type and value of technological equipment settings. Calculation of parameter $Q = p\nu$ in a diametric section of the convexo-concave lens has been carried out while using these expressions together with functional dependence of pressure on contact zone area of tool and part bedding surfaces.

Theoretical and experimental investigations have been carried out with the purpose to study changes in Q parameter according to the processed lens surface for various setting parameters of the technological equipment and their optimum values ensuring preferential stock removal in the central or boundary part zone or uniform distribution of the removal along the whole processed surface have been determined in the paper.

The paper proposes a machine tool scheme for concurrent two-sided grinding and polishing of lenses while fixing their side (cylindrical) surface. Machine tool kinematics makes it possible flexibly and within wide limits to change its setting parameters that significantly facilitates the control of form-building process of parts with highly-precise spherical surfaces. Methodology for investigations presupposes the following: mathematical simulation of highly-precise spherical surface form-building process under conditions of forced closing, execution of numerical and experimental studies.

Keywords: mathematical simulation, setting parameters, form-building, calculation methodology, stock removal.

Fig. 6. Tab. 2. Ref.: 10 titles.

При изготовлении оптических деталей в настоящее время используется технология односторонней обработки, требующая нанесения клеящего вещества последовательно на каждую из поверхностей заготовки для закрепления ее на вспомогательную рабочую оправку. Одним из существенных недостатков такого метода является упругая деформация стекла в процессе блокировки, что вызывает локальные погрешности на обработанной поверхности. Актуально

это, прежде всего, для маложестких оптических деталей с тонким центром, к которым относятся, наряду с другими, выпукло-вогнутые линзы типа отрицательного мениска.

Предлагается высокоэффективная технология одновременной двусторонней обработки отрицательных менисков, при использовании которой отпадает необходимость в нанесении клеящего вещества на исполнительные поверхности заготовки, что исключает ее деформацию

и, следовательно, повышает точность детали и разрешающую способность оптического прибора в целом. Одновременная двусторонняя обработка реализуется на станке, кинематическая схема которого показана на рис. 1 [1].

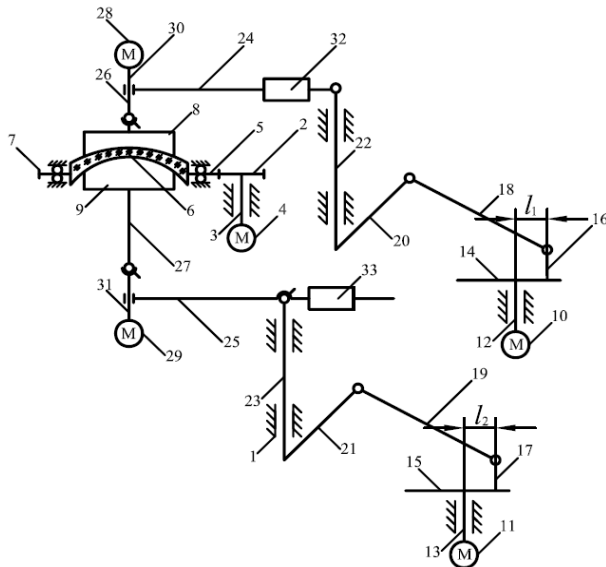


Рис. 1. Схема станка для двусторонней обработки линз

Станок работает следующим образом. Линзу 6 неподвижно закрепляют в сепараторе 5, на ее обрабатываемые поверхности устанавливают инструменты 8, 9 с поводками 26, 27, приводят в контакт с последними вал электродвигателей 30, 31 вместе с электродвигателями 28, 29 и штангами 24, 25, нагружают последние грузами 32, 33, создавая необходимое рабочее усилие, и включают электродвигатели 4, 10, 11, 28, 29. Крутящий момент от электродвигателя 4 через вал 3, ведущее зубчатое колесо 2 и сепаратор, снабженный зубчатым винтом 7, вызывает вращение линзы, а крутящие моменты от электродвигателей 28, 29 через вал электродвигателей 30, 31 и поводки 26, 27 – вращение инструментов 8, 9.

Крутящие моменты от электродвигателей 10, 11 через входные валы 12, 13, кривошипные диски 14, 15, пальцы 16, 17, шатуны 18, 19, рычаги 20, 21, валы штанги 22, 23, штанги 24, 25 и поводки 26, 27 вызывают возвратно-вращательное перемещение инструментов 8, 9 по обрабатываемым поверхностям линзы.

Для управления величиной съема припуска в той или иной зоне исполнительных поверхностей линзы в процессе ее обработки производи-

ли независимое регулирование следующих наладочных параметров станка: рабочего усилия посредством перемещения вдоль оси штанг 24, 25 грузов 32, 33, амплитуды возвратно-вращательных перемещений инструментов 8, 9 по поверхностям линзы, что обеспечивалось регулированием расстояний l_1 , l_2 между осями симметрии пальцев 16, 17 и входных валов 12, 13, а также количества двойных ходов в минуту инструментов, что достигается изменением скорости вращения входных валов 12, 13 посредством электродвигателей 10, 11.

Выбор того или иного наладочного параметра технологического оборудования осуществляется опытным путем и производится рабочим-оптиком. Поэтому продолжительность изготовления прецизионных оптических деталей по существующей технологии всецело зависит от навыков исполнителя.

С целью создания методики, которая позволила бы рассчитать благоприятные режимы работы станка с учетом технологической наследственности заготовки с точки зрения распределения подлежащего удалению припуска, разработана математическая модель процесса двусторонней обработки отрицательных менисков. При этом за основу принята гипотеза Ф. Престона [2], в соответствии с которой величину съема материала U в произвольной точке поверхности детали за время обработки T можно определить следующим образом:

$$U = ck \int_0^T v p dt, \quad (1)$$

где c – коэффициент пропорциональности, зависящий от условий обработки; k – коэффициент износостойкости материала; v – скорость скольжения детали относительно инструмента; p – давление в зоне контакта притирающихся поверхностей.

Определим выражение для расчета скорости скольжения v_M в произвольной точке M зоны контакта инструмента 1 и сферической детали 2 (рис. 2) с радиусом кривизны R . Вектор этой скорости запишем в виде [3]

$$\vec{v}_M = \vec{v}_M^A - \vec{v}_M^H, \quad (2)$$

где $\vec{v}_M^A = \vec{\omega}_d \vec{R}_M$ и $\vec{v}_M^H = \vec{\omega}_n \vec{R}_M + \vec{v}_M^{B-B}$ – векторы абсолютной скорости соответственно детали

и инструмента в рассматриваемой точке, вращающихся с угловыми скоростями ω_d и ω_m ; $\vec{R}_M$ – вектор, начало которого расположено в центре O кривизны сферической поверхности, а конец – в точке M ; $\vec{V}_M^{B-B}$ – вектор скорости возвратно-вращательного движения инструмента.

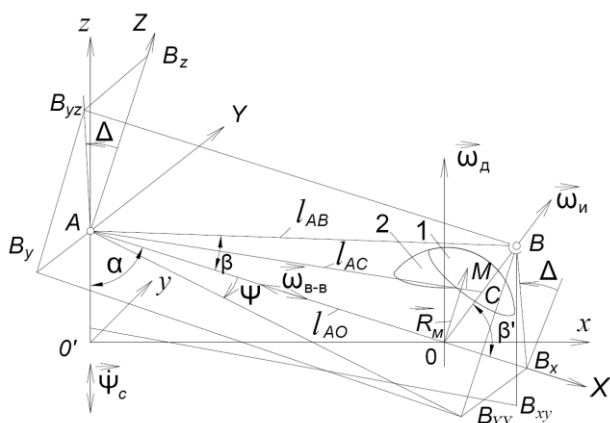


Рис. 2. Расчетная схема для определения скорости скольжения в случае обработки линз

Из анализа рис. 2 видно, что центр S рабочей поверхности верхнего инструмента в любой момент времени обработки принадлежит, с одной стороны, сфере радиуса l_{AC} с центром в точке A , с другой – сферической поверхности детали. Пересечение двух сфер определяет окружность, плоскость которой перпендикулярна линии, соединяющей их центры. Таким образом, точка S в возвратно-вращательном движении перемещается по дуге окружности с центром на линии AO в плоскости, перпендикулярной этой линии. То же самое можно сказать применительно к любой точке верхнего инструмента, а также плоскости треугольника ABO . Угловую скорость этого движения, вектор которой направлен вдоль оси AO , обозначим ω_{B-P} . Тогда для точки M можно записать

$$v_M^{\vec{B}-B} = \vec{\omega}_{R-R} \vec{R}_M, \text{ причем } \omega_{B-B} = \Delta,$$

где Δ – угол между вертикальной плоскостью AXZ неподвижной системы координат $AXYZ$ и плоскостью треугольника ABO , сторона AB которого представляет собой прямую, соединяющую шарнир A и шаровой наконечник поводка верхнего инструмента, а ось AX упомянутой

системы координат проходит через точку O и шарнир A .

Определим скорость ω_{B-B} . Если координаты центра шарика B поводка верхнего инструмента в системе координат $AXYZ$ обозначить X_B , Y_B , Z_B , то

$$\Delta = -\arctg \frac{Y_B}{Z_p}, \quad (3)$$

где $Y_B = X_B \operatorname{tg} \psi$; $Z_B = l_{AB} \sin \beta \cos \Delta$; $X_B = l_{AB} \cos \beta$;

$$\beta = \arccos \frac{l_{AB}^2 + l_{AO}^2 - l_{OB}^2}{2l_{AO}l_{AB}} - \text{угол между прямыми}$$

$$l_{AO} = \sqrt{x_O^2 + (h - z_6)^2} \quad \text{и} \quad l_{AB} = \sqrt{(l_5 + M_d)^2 + l_6^2},$$

имеющими общее начало на оси симметрии шарнира A и проходящими через точку O и центр шарика B соответственно; ψ – угол, определяющий положение штанги в плоскости AXY ; $l_{OB} = R + h_{\text{и}}$ – расстояние между точкой O и шариком B (рис. 3); h и z_6 – расстояние от плоскости механизма шарнирного четырехзвенника до шарнира A и центра кривизны обрабатываемой сферической поверхности соответственно; $h_{\text{и}}$ – высота инструмента 7; l_6 – длина поводка 6; M – величина смещения поводка 6 от нулевого положения F_0 на штанге 5, а l_5 – расстояние от этого положения до центра шарнира A ; x_G – расстояние между осями шарнира A и детали 8.

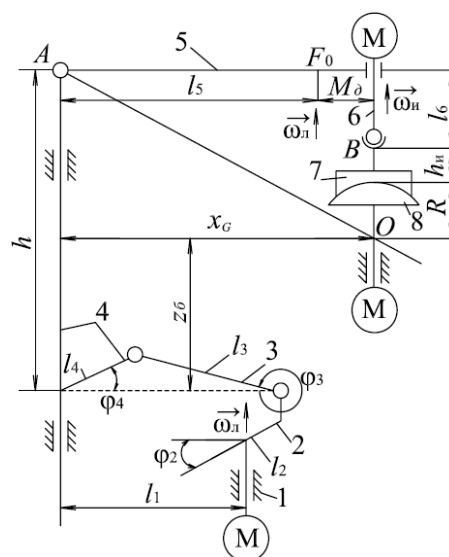


Рис. 3. Размерная цепь рабочей зоны станка
(фрагмент, общий случай)

Используя приведенные обозначения, выражение (3) можно записать в виде

$$\Delta = -\arcsin(\operatorname{ctg}\beta \operatorname{tg}\psi). \quad (4)$$

Установим связь между углами Ψ и ψ_C , последний из которых определяет положение штанги верхнего инструмента в горизонтальной плоскости и согласно конструкции станка равен [4]

$$\psi_C = \varphi_4 - \frac{\pi}{2}.$$

Из рис. 2 видно, что

$$\operatorname{tg}\psi = -\frac{Y_B}{X_B}, \quad (5)$$

причем $Y_B = y_B$, где y_B – координата шарика B в горизонтальной плоскости xu системы координат $O'xyz$, ось x которой проходит через центр кривизны O сопряженных поверхностей детали и инструмента, а точка O' является пересечением оси x с вертикальной осью вращения звена 4 (рис. 3) механизма шарнирного четырехзвенника.

Для определения координаты y_B запишем следующую систему уравнений [5]:

$$\left. \begin{aligned} (x_B - x_A)^2 + (y_B - y_A)^2 + (z_B - z_A)^2 &= l_{AB}^2; \\ (x_B - x_O)^2 + (y_B - y_O)^2 + (z_B - z_O)^2 &= l_{OB}^2; \\ y_B &= -x_B \operatorname{tg}\psi_C, \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

где $x_A, y_A, z_A; x_B, y_B, z_B; x_O, y_O, z_O$ – координаты точек соответственно A, B, O в горизонтальной плоскости xu : $z_A = h - z_0$ – значение координаты z_A .

Запишем значения координат точек A, B, O :

$$\begin{aligned} A &= A(0, 0, z_A); \\ B &= B(x_B, y_B, z_B); \\ O &= O(x_O, 0, 0). \end{aligned}$$

С учетом приведенных координат система уравнений (6) принимает вид:

$$\left. \begin{aligned} x_B^2 + y_B^2 + (z_B - z_A)^2 &= l_{AB}^2; \\ (x_B - x_O)^2 + y_B^2 + z_B^2 &= l_{OB}^2; \\ y_B &= -x_B \operatorname{tg}\psi_C. \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

Решив систему уравнений (6), получим выражение

$$x_B^2(A^2 + 4z_A^2 + 4z_A^2 \operatorname{tg}^2 \psi_C) + 2x_B(AB - 4z_A^2 x_O) + B^2 - 4z_A^2(l_{OB}^2 - x_O^2) = 0, \quad (8)$$

представляющее собой квадратное уравнение относительно x_B , корнями которого являются:

$$x_B^{(1)} = \frac{-b + \sqrt{b^2 - 4ac}}{2a}; \quad x_B^{(2)} = \frac{-b - \sqrt{b^2 - 4ac}}{2a},$$

где

$$a = A^2 + 4z_A^2(l + \operatorname{tg}^2 \psi_C); \quad b = 2(AB - 4z_A^2 x_O);$$

$$c = B^2 - 4z_A^2(l_{OB}^2 - x_O^2);$$

$$A = 2x_O; \quad B = l_{OB}^2 - l_{AB}^2 - x_O^2 + z_A^2.$$

Следовательно, при решении системы уравнений (6) получаем решения $(x_B^{(1)}, y_B^{(1)}, z_B^{(1)})$ и $(x_B^{(2)}, y_B^{(2)}, z_B^{(2)})$, для выбора нужного из которых дадим им геометрическую интерпретацию. Побочные корни появились по той причине, что, с точки зрения математики, системе уравнений (7) удовлетворяет еще одно гипотетическое положение центра B шарового наконечника поводка ниже координатной плоскости $O'xyz$ (рис. 2). Для этого побочного решения $z_B < 0$. Поэтому из двух решений выбираем то, для которого $z_B > 0$. Кроме того, из рис. 2 видно, что для побочного решения z_B меньше, чем у искомого. Следовательно, z_B можно выбрать из условия

$$x_B = \max(x_B^{(1)}, x_B^{(2)}).$$

Таким образом, для любого значения обобщенной координаты φ_2 известен угол ψ_C , зная который с помощью выражения (7) можно определить координату y_B центра B шарового наконечника поводка. Тогда с учетом выражений (3) и (4) представляется возможным вычислить скорость возвратно-вращательного движения верхнего инструмента.

Для определения скорости v_M по формуле (1) необходимо записать проекции векторов $\vec{\omega}_H, \vec{\omega}_B, \vec{\omega}_{B-B}$ и $\vec{R}_M$ в системе координат $AXYZ$ и раскрыть соответствующие векторные произведения. Данные проекции имеют вид [6]:

$$\vec{\omega}_H = \begin{pmatrix} -\omega_H \cos \alpha \\ 0 \\ \omega_H \sin \alpha \end{pmatrix}; \quad \vec{\omega}_B = \begin{pmatrix} \omega_B \cos \beta' \\ -\omega_B \sin \beta' \sin \Delta \\ \omega_B \sin \beta' \cos \Delta \end{pmatrix};$$

$$\vec{\omega}_{B-B} = \begin{pmatrix} \dot{\Delta} \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix}; \quad \begin{pmatrix} X_M \\ Y_M \\ Z_M \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} x_M \sin \alpha - z_M \cos \alpha \\ y_M \\ x_M \cos \alpha + z_M \sin \alpha \end{pmatrix},$$

где $\beta' = \arccos(l_{AB}^2 - l_{AO}^2 - l_{OB}^2) / 2l_{AO}l_{OB}$ – угол между осью симметрии инструмента и осью X (рис. 2);

$$\begin{pmatrix} x_M \\ y_M \\ z_M \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} R \sin \Theta_M^H \cos(\varphi_M^H + \varphi_H) \\ R \sin \Theta_M^H \sin(\varphi_M^H + \varphi_H) \\ R \cos \Theta_M^H \end{pmatrix} -$$

проекция вектора $\vec{R}_M$ в горизонтальной системе координат $Oxyz$; R , Θ_M^H и φ_M^H – сферические координаты точки M в системе координат, жестко связанной с деталью; $\varphi_d = \omega_d t$ – угол поворота детали за время t .

Используя изложенное и равенство (2), можно рассчитать скорость скольжения, а следовательно, и срабатывание, пропорциональное параметру $Q = pv$, в меридиальном сечении выпуклой поверхности линзы. Проведя аналогичные выкладки, получим выражения для расчета параметра Q в меридиальном сечении вогнутой поверхности линзы. Расчет давления p , входящего в выражение (1), проводили по методике, приведенной в [7].

При двусторонней обработке линз по методу свободного притирания на разработанном станке наладочными параметрами, позволяющими управлять процессом формообразования высокоточных поверхностей, являются амплитуда возвратно-вращательного перемещения инструмента L , угловая скорость линзы ω_L , угловая скорость входного звена исполнительного механизма станка ω_2 , отношение угловой скорости инструмента к угловой скорости линзы ω_H/ω_L и диаметр инструмента d_H [8].

При проведении численных исследований использовали выпукло-вогнутую линзу со следующими параметрами: $R_1 = 83,28$ мм, $d_1 = 120,00$ мм (выпуклая поверхность); $R_2 = 55,64$ мм,

$d_2 = 80,00$ мм (вогнутая поверхность). Толщина линзы по центру составляла 2,80 мм.

Методика по определению рациональных значений каждого из перечисленных наладочных параметров для стадии финишного шлифования, когда достаточно изменять какой-либо один из них, сводится к следующему. Назначив среднее значение $\omega_L = 6,0$ с⁻¹ и $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹ (согласно паспортным данным на станок [9]), а также $\omega_H/\omega_L = 0,8$ и $d_H = 100,0$ мм, определяли оптимальное значение амплитуды возвратно-вращательных перемещений инструмента, обеспечивающей одинаковые значения параметра Q в центре и на краю детали. При выявлении оптимальных ω_L , ω_2 , ω_H/ω_L и d_H каждый раз принимали среднее значение остальных наладочных параметров.

Полученные результаты представлены на рис. 4, где кривые 2, 5, 8, 11 и 14 отображают значения параметра Q соответственно для $L = 87$ мм; $\omega_L = 8,8$ с⁻¹; $\omega_2 = 3,1$ с⁻¹; $\omega_H/\omega_L = 0,67$ и $d_H = 112,3$ мм, при которых происходит равномерный съем припуска по всей обрабатываемой поверхности, что требуется обеспечить на заключительной стадии финишного шлифования, когда достигнута заданная величина радиуса кривизны линзы, а необходимо только добиться минимальной ее шероховатости (стадия выхаживания) [10]. В начальной стадии финишного шлифования, когда подлежит больше удалить припуск, например в центральной зоне детали, следует назначать меньшие по сравнению с оптимальными значения амплитуды колебательных движений инструмента, его диаметра и угловой скорости линзы, но большие угловую скорость входного звена исполнительного механизма станка и отношение ω_H/ω_L . Для рассматриваемой линзы эти параметры составляют: $L = 75$ мм (кривая 1); $\omega_2 = 5,0$ с⁻¹ (кривая 7); $\omega_H/\omega_L = 0,9$ (кривая 10) и $d_H = 100$ мм (кривая 13). Если же предстоит удалить больше припуска в краевой зоне линзы, то, наоборот, L , ω_H и d_H необходимо увеличить, а ω_2 и ω_H/ω_L – уменьшить. В рассматриваемом случае значения этих параметров следующие: $L = 95$ мм (кривая 3); $\omega_H = 10,0$ с⁻¹ (кривая 6); $d_H = 100$ мм (кривая 15); $\omega_2 = 2,0$ с⁻¹ (кривая 9) и $\omega_H/\omega_L = 0,5$ (кривая 12).

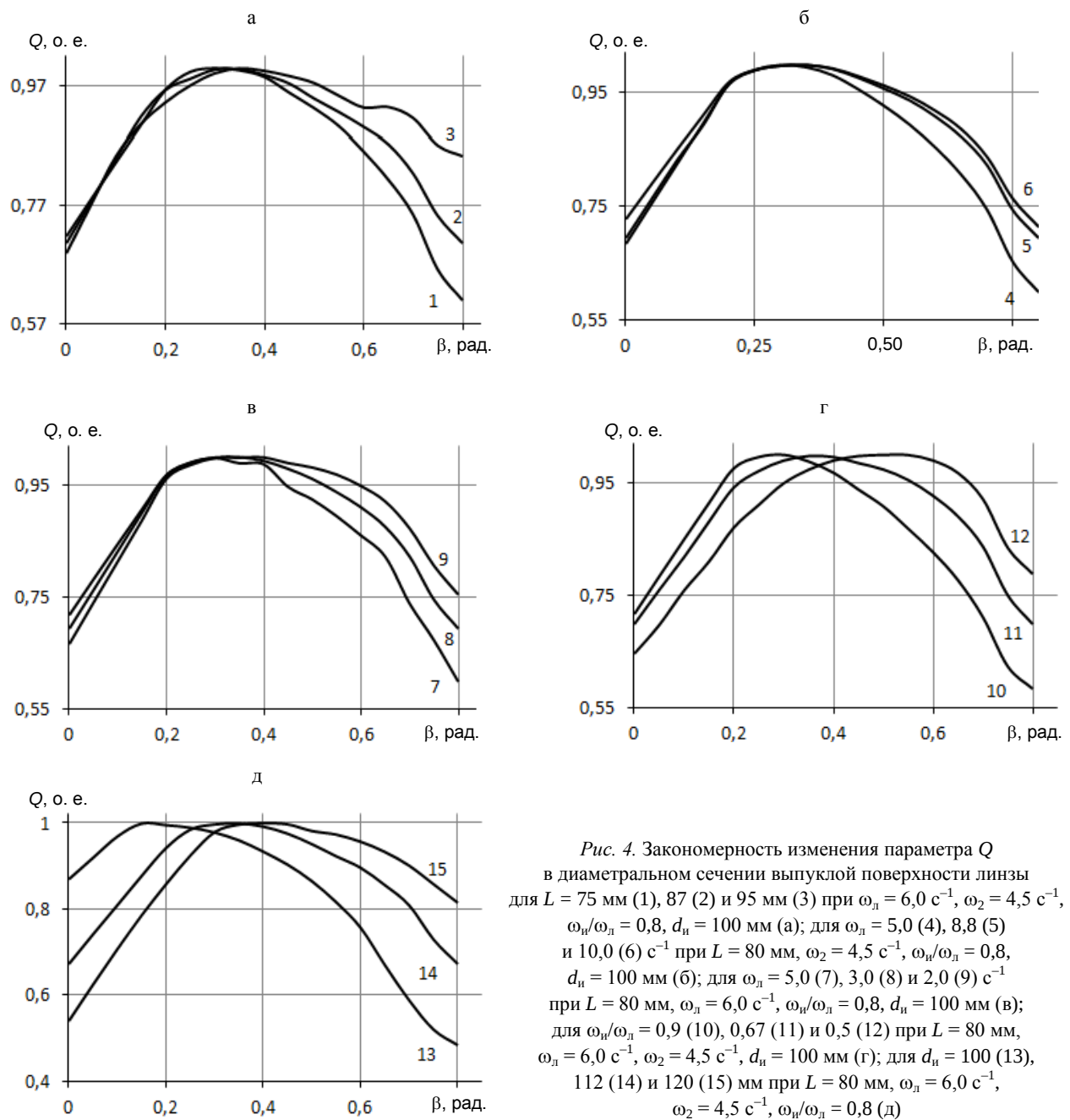


Рис. 4. Закономерность изменения параметра Q в диаметральной сечении выпуклой поверхности линзы для $L = 75$ мм (1), 87 (2) и 95 мм (3) при $\omega_n = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_n = 0,8$, $d_n = 100$ мм (а); для $\omega_n = 5,0$ (4), 8,8 (5) и 10,0 (6) с⁻¹ при $L = 80$ мм, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_n = 0,8$, $d_n = 100$ мм (б); для $\omega_n = 5,0$ (7), 3,0 (8) и 2,0 (9) с⁻¹ при $L = 80$ мм, $\omega_n = 6,0$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_n = 0,8$, $d_n = 100$ мм (в); для $\omega_n/\omega_n = 0,9$ (10), 0,67 (11) и 0,5 (12) при $L = 80$ мм, $\omega_n = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $d_n = 100$ мм (г); для $d_n = 100$ (13), 112 (14) и 120 (15) мм при $L = 80$ мм, $\omega_n = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_n = 0,8$ (д)

При определении благоприятных значений наладочных параметров процесса формообразования второй (вогнутой) поверхности линзы численные исследования проводили по вышеизложенной методике. При этом принимали во внимание кинематическую особенность разработанного станка, согласно которой угловая скорость детали должна назначаться одинаковой при обработке как первой, так и второй ее поверхностей.

С учетом отмеченного и вышеприведенной методики выполнили расчеты режимов обра-

ботки вогнутой поверхности линзы, результаты которых представлены в табл. 1 и 2. В таблицах значения наладочных параметров, приведенных в колонке II, соответствуют режиму выхаживания обрабатываемой поверхности, а в колонках I и III – усиленному съему материала заготовки в ее краевой и центральной зонах соответственно.

Анализ результатов, изложенных в табл. 1, свидетельствует о том, что в случае режима выхаживания первой (выпуклой) поверхности, когда $\omega_n = 8,8$ с⁻¹, равномерный съем припуска

с вогнутой поверхности можно обеспечить при $L = 58$ мм, $\omega_2 = 4,2$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,65$ и $d_n = 73$ мм, а преобладающей в центре и на периферии – при $L = 65$ мм, $\omega_2 = 1,0$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,6$, $d_n = 77$ мм и $L = 45$ мм, $\omega_2 = 7,0$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$, $d_n = 70$ мм соответственно.

Таблица 1

Значения наладочных параметров станка для обработки вогнутой поверхности линзы при $\omega_n = 8,8$ с⁻¹

L, мм				ω_2 , с ⁻¹			
I	II	III		I	II	III	
45	58	65		7,0	4,2	1,0	
при				при			
ω_l	ω_2	$\frac{\omega_n}{\omega_l}$	d_n	L	ω_l	$\frac{\omega_n}{\omega_l}$	d_n
8,8	3,5	0,8	70	60	8,8	0,8	70
ω_n/ω_l				d_n , об/мин			
I	II	III		I	II	III	
0,8	0,65	0,6		70	73	77	
при				при			
L	ω_l	ω_2	d_n	L	ω_l	ω_2	$\frac{\omega_n}{\omega_l}$
52	8,8	3,5	70	52	8,8	3,5	0,8

Таблица 2

Значения наладочных параметров станка для обработки вогнутой поверхности линзы при $\omega_n = 6,0$ с⁻¹

L, мм				ω_2 , с ⁻¹			
I	II	III		I	II	III	
53	61	72		5,4	3,0	1,6	
при				при			
ω_l	ω_2	$\frac{\omega_n}{\omega_l}$	d_n	L	ω_l	$\frac{\omega_n}{\omega_l}$	d_n
8,8	3,5	0,8	70	60	8,8	0,8	70
ω_n/ω_l				d_n , об/мин			
I	II	III		I	II	III	
0,88	0,75	0,63		66	71	78	
при				при			
L	ω_l	ω_2	d_n	L	ω_l	ω_2	$\frac{\omega_n}{\omega_l}$
52	8,8	3,5	70	52	8,8	3,5	0,8

Если же обработку вогнутой поверхности выполнять в условиях, когда формообразование выпуклой поверхности происходит при $\omega_l = 6,0$ с⁻¹ (рис. 4), то оптимальными значениями наладочных параметров станка, согласно данным табл. 2, являются: $L = 61$ мм, $\omega_2 = 3,0$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,75$, $d_n = 71$ мм, а устранение «бугра»

и «ям» можно достичь, если принять следующие значения наладочных параметров: $L = 66$ мм, $\omega_2 = 5,4$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,63$, $d_n = 66$ мм и $L = 78$ мм, $\omega_2 = 1,6$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,88$, $d_n = 78$ мм соответственно.

Из совместного анализа кривых на рис. 4 и данных табл. 1 и 2 видно, что для управления процессом одновременной двусторонней обработки на предлагаемом станке можно использовать одни и те же наладочные параметры технологического оборудования как для выпуклой, так и для вогнутой поверхностей. Например, в случае необходимости уменьшить общую «ям» требуется увеличить амплитуду осциллирующих движений инструмента, его диаметр и угловую скорость линзы. Если же на обрабатываемой поверхности появился общий «бугор», можно уменьшить амплитуду L , диаметр d_n и угловую скорость ω_l , а также увеличить угловую скорость ω_2 и отношение ω_n/ω_l . Однако при этом следует учитывать, что обработка как инструментом уменьшенного диаметра, так и на малых значениях амплитуды его колебательных движений может привести к формированию поверхности, не имеющей общей сферы. Использование же инструмента увеличенного диаметра приводит к образованию «сорванного» края. Поэтому при формообразовании высокоточных поверхностей в условиях свободного притирания целесообразно использовать инструмент оптимального диаметра, а усиление съема припуска по периферии линзы обеспечивать увеличением L и ω_l при оптимальных значениях угловой скорости ω_2 и ω_n/ω_l , в то время как более интенсивную обработку центральной зоны можно получить повышением угловой скорости ω_2 и отношения ω_n/ω_l при оптимальных L и ω_l .

Для проверки соответствия выявленных теоретических закономерностей реальным результатам обработки проведены экспериментальные исследования процесса формообразования отрицательного мениска с вышеупомянутыми геометрическими параметрами. Обработка сводилась к мелкому шлифованию линз связанным абразивом в виде алмазного инструмента на медной связке с фракцией алмазных зерен 14/10 марки АСМ. Отклонение радиуса кривизны линзы от исходного значения оценивали по изменению стрелки прогиба, кон-

троль которой проводили с помощью сферометра в виде кольца диаметром 80 мм и микронного индикатора часового типа. Исходная стрелка прогиба при обработке поверхности $R_1 = 83,28$ мм составляла 8,255 мм, давление – 400 Па, продолжительность шлифования на каждом режиме – 6 мин.

Результаты экспериментальных исследований закономерностей изменения стрелки прогиба h в зависимости от значения увеличивающихся и уменьшающихся рассматриваемых наладочных параметров технологического оборудования приведены на рис. 5 и 6 соответственно.

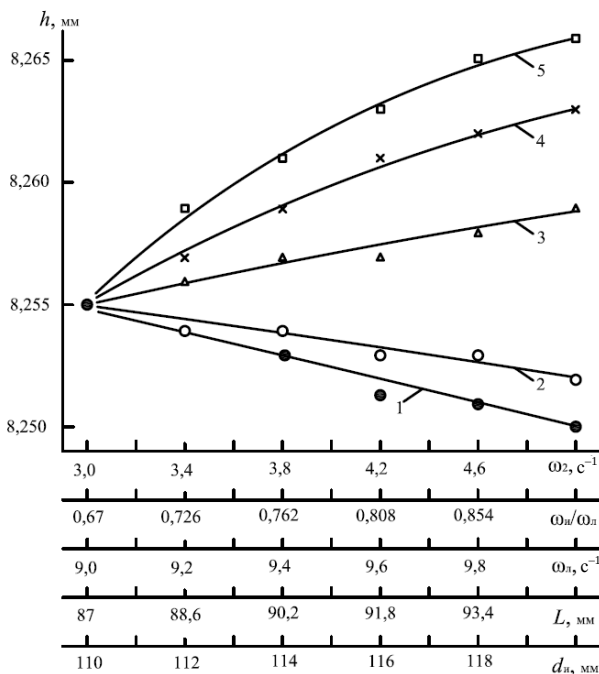


Рис. 5. Закономерность изменения величины стрелки прогиба выпуклой поверхности линзы в зависимости от значения увеличивающихся ω_2 при $L = 80$ мм, $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$, $d_n = 100$ мм (1); ω_n/ω_l при $L = 80$ мм, $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹ (2); ω_l при $L = 80$ мм, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$, $d_n = 100$ мм (3); L при $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$, $d_n = 100$ мм (4); d_n при $L = 80$ мм, $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$ (5)

Анализ этих рисунков показывает, что с увеличением амплитуды L , диаметра инструмента d_n и угловой скорости линзы ω_l (кривые 3, 4 на рис. 5 соответственно) происходит усиленный съем припуска на периферии линзы, в то время как с возрастанием количества двойных ходов в минуту инструмента и отношения ω_n/ω_l интенсивнее обрабатывается цен-

тральная зона детали (кривые 1, 2 на рис. 5 соответственно). Если же значения наладочных параметров уменьшать, то при изменении d_n , L и ω_l на детали появляется общая «яма» (кривые 1, 2, 3 на рис. 6), а в случае регулирования ω_2 и ω_n/ω_l – общий бугор (кривые 4, 5 на рис. 6). Отмеченное согласуется с вышеприведенными теоретическими расчетами.

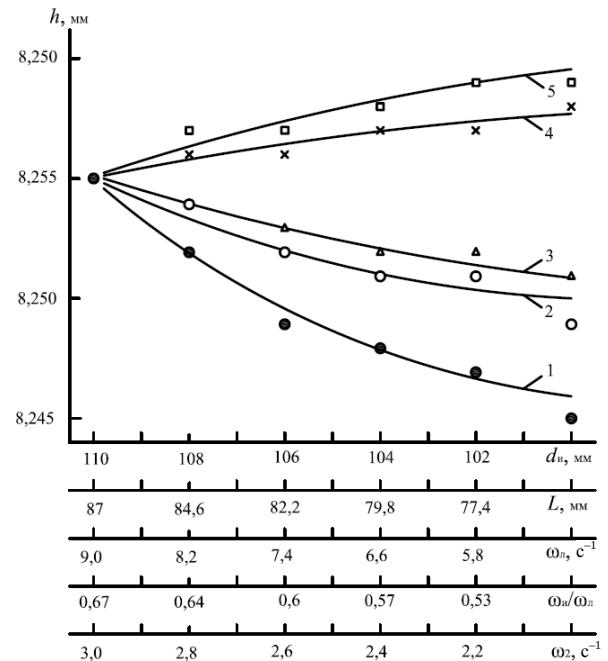


Рис. 6. Закономерность изменения величины стрелки прогиба выпуклой поверхности линзы в зависимости от значения уменьшающихся d_n при $L = 80$ мм, $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$ (1); L при $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$, $d_n = 100$ мм (2); ω_l при $L = 80$ мм, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$, $d_n = 100$ мм (3); ω_n/ω_l при $L = 80$ мм, $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_2 = 4,5$ с⁻¹ (4); ω_2 при $L = 80$ мм, $\omega_l = 6,0$ с⁻¹, $\omega_n/\omega_l = 0,8$, $d_n = 100$ мм (5)

Для вогнутой поверхности линзы с радиусом кривизны $R_2 = 55,64$ мм получены аналогичные экспериментальные закономерности.

ВЫВОДЫ

1. Предложенный станок для одновременной двусторонней обработки оптических деталей позволяет повысить точность линз малой жесткости за счет исключения их упругой деформации на стадии блокировки.

2. Разработанная методика определения рациональных наладочных параметров технологического оборудования на стадии финишного

шлифования создает предпосылки для повышения производительности процесса формообразования прецизионных линз благодаря уменьшению затрат времени на экспериментальный поиск оптимальных режимов обработки.

3. В результате выполненных теоретических исследований установлено, что для управления процессом одновременной двусторонней обработки на предлагаемом станке можно использовать одни и те же наладочные параметры технологического оборудования как для выпуклой, так и для вогнутой поверхностей, при этом эффективными наладочными параметрами, по сравнению с классическими приемами, могут быть отношение угловых скоростей инструмента и детали, а также изменение диаметра инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Станок** для одновременной двусторонней обработки линзы с пологими вогнутыми поверхностями: пат. 10724 Респ. Беларусь: МПК (2006) В 24В 13/00 / А. С. Козерук, В. Ф. Климович, А. А. Сухоцкий; дата публ. 10.30.07.
2. **Preston, F. W.** The Theory and Design of Plate Glass Polishing Machines / F. W. Preston // *Journal of the Society Technology of Glass*. – 1927. – No 11. – P. 214–256.
3. **Филонов, И. П.** Управление формообразованием прецизионных поверхностей деталей машин и приборов / И. П. Филонов, Ф. Ф. Климович, А. С. Козерук. – Минск: ДизайнПРО, 1995. – 208 с.
4. **Артоболевский, И. И.** Теория механизмов и машин / И. И. Артоболевский. – М.: Наука, 1988. – 639 с.
5. **Козерук, А. С.** Управление формообразованием прецизионных поверхностей деталей машин и приборов на основе математического моделирования: дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.01, 05.02.08 / А. С. Козерук. – Минск, 1997. – 317 л.
6. **Климович, Ф. Ф.** Математическое моделирование процесса изнашивания сферических поверхностей / Ф. Ф. Климович, А. С. Козерук, И. П. Филонов // *Оптический журнал*. – 1997. – Т. 64, № 2. – С. 111–112.
7. **Козерук, А. С.** Формообразование прецизионных поверхностей / А. С. Козерук. – Минск: ВУЗ-ЮНИТИ, 1997. – 176 с.
8. **Исследование** качества и производительности обработки высокоточных сферических поверхностей оптических деталей / А. С. Козерук [и др.] // *Весті Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук*. – 2009. – № 2. – С. 40–44.

9. **Зубаков, В. Г.** Технология оптических деталей / В. Г. Зубаков, М. Н. Семибратов, С. К. Штандель; под ред. М. Н. Семибратова. – М.: Машиностроение, 1985. – 368 с.

10. **Исследование** кинематических закономерностей процесса двусторонней обработки двояковыпуклых оптических деталей / А. С. Козерук [и др.] // *Весті Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук*. – 2008. – № 2. – С. 26–31.

REFERENCES

1. **Kozeruk, A. S., Klimovich, V. F., & Sukhotsky, A. A.** (2007) *Stanok Dlia Odnovremennoi Dvustoronnei Obrabotki Linzy s Pologimi Vognutymi Poverkhnostiami* [Machine Tool for Concurrent Two-Sided Processing of Lenses with Shallow and Concave Surfaces. Patent. Republic of Belarus, no 10724 (in Russian).
2. **Preston, F. W.** (1927) The Theory and Design of Plate Glass Polishing Machines. *Journal of the Society of Glass Technology*, 11, 214–256.
3. **Filonov, I. P., Klimovich, F. F., & Kozeruk, A. S.** (1995) *Control Over Precision Surface Form-Building of Machine Parts and Devices*. Minsk, DesignPRO. 208 p. (in Russian).
4. **Artobolevsky, I. I.** (1988) *Theory of Mechanisms and Machines*. Moscow, Nauka. 639 p. (in Russian).
5. **Kozeruk, A. S.** (1997) *Upravlenie Formoobrazovaniem Pretsizionnykh Poverkhnostei Detalei Mashin i Priborov na Osnove Matematicheskogo Modelirovaniia*. Diss. Dokt. Tekhnicheskikh Nauk [Control Over Precision Surface Form-Building of Machine Parts and Devices on the Basis of Mathematical Simulation. Doctoral Dissertation Engineering]. Minsk. 317 p. (in Russian).
6. **Klimovich, F. F., Kozeruk, A. S., & Filonov, I. P.** (1997) Mathematical Simulation of Spherical Surface Wearing process. *Optichesky Zhurnal* [Optical Journal], 64 (2), 111–112 (in Russian).
7. **Kozeruk, A. S.** (1997) *Precision Surface Form-building*. Minsk, VUZ-IuNTI. 176 p. (in Russian).
8. **Kozeruk, A. S., Sukhotskii, A. A., Klimovich, V. F., & Kuznechik, V. O.** (2009) Quality and Productivity Investigation of Highly-Precise Spherical Surfaces of Optical Parts. *Vestsi Natsyianal'nai Akademii Navuk. Belarusi. Ser. Fizika-Tekhnichnykh Navuk* [Proceedings of National Academy of Science of Belarus. Series of Physical and Technical Sciences], 2, 40–44 (in Russian).
9. **Zubakov, V. G., Semibratov, M. N., & Shtandel, S. K.** (1985) *Technology of Optical Parts*. Moscow, Mashinostroenie. 368 p. (in Russian).
10. **Kozeruk, A. S., Sukhotskii, A. A., Klimovich, V. F., & Filonova, M. I.** (2008) Investigation of Kinematics Regularities in Two-Sided Processing of Concavo-Convex Optical Parts. *Vestsi Natsyianal'nai Akademii Navuk. Belarusi. Ser. Fizika-Tekhnichnykh Navuk* [Proceedings of National Academy of Science of Belarus. Series of Physical and Technical Sciences], 2, 26–31 (in Russian).

Поступила 17.04.2014

ПЛАЗМЕННЫЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С ПОВЫШЕННОЙ ТЕРМОСТОЙКОСТЬЮ

Докт. техн. наук, проф. ДЕВОЙНО О. Г., асп. ОКОВИТЫЙ В. В.

Белорусский национальный технический университет

E-mail: vasil_ok@inbox.ru

В статье изложена оптимизация процессов получения максимального содержания тетрагональной фазы в исходном материале и в теплозащитных покрытиях на основе диоксида циркония и оксида гафния. Приведены результаты исследования фазового состава оксидной системы $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$, которая представляет собой микроструктуру, похожую на диоксид циркония, трансформированную для использования при температуре 1300 °С, объяснен механизм влияния оксида гафния на формирование данной микроструктуры. Методика исследования основана на комплексных металлографических, рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследованиях структурных элементов композиционных плазменных покрытий системы $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$.

Для стабилизации диоксида циркония легирующий оксид должен не только иметь соответствующий размер иона металла, но и образовывать твердый раствор с диоксидом циркония. Это условие резко ограничивает число возможных стабилизаторов. Фактически такая стабилизация возможна только оксидами редкоземельных металлов (Y_2O_3 , Yb_2O_3 , CeO_2 , HfO_2). Важное значение для получения качественных теплозащитных покрытий имеет химическая чистота применяемых материалов. Оксид гафния был выбран для использования в качестве порошка для теплозащитных покрытий вместо диоксида циркония ввиду их сходства в структурной модификации, решетке, химических и физических свойствах и его повышенной температуры структурных преобразований. Установлено, что плазменные теплозащитные покрытия $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ состоят из одной тетрагональной фазы. Эта фаза эквивалентна неравновесной тетрагональной t' -фазе в системе «диоксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия». Сходство Hf^{+4} и Zr^{+4} катионов приводит к образованию одинаковых метастабильных фаз при быстрой закалке.

Ключевые слова: плазменные покрытия, диоксид циркония, фазовый состав.

Ил. 1. Библиогр.: 18 назв.

PLASMA THERMAL BARRIER COATINGS BASED ON ZIRCONIUM DIOXIDE WITH HIGH THERMAL STABILITY

DEVOINO O. G., OKOVITY V. V.

Belarusian National technical University

The paper presents optimization of processes for obtaining maximum content of tetragonal phase in the initial material and thermal barrier coatings (TBC) based on zirconium dioxide and hafnium oxide. Results of the investigations on phase composition of oxide $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ system have been given in the paper. The system represents a microstructure which is similar to zirconia dioxide and transformed for its application at 1300 °C. The paper explains a mechanism of hafnium oxide influence on formation of the given microstructure. The research methodology has been based on complex metallography, X-ray diffraction and electron microscopic investigations of structural elements of the composite plasma coating $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ system.

In order to stabilize zirconium dioxide dopant oxide should not only have an appropriate size of metal ion, but also form a solid solution with the zirconia. This condition severely limits the number of possible stabilizers. In fact, such stabilization is possible only with the help of rare earth oxides (Y_2O_3 , Yb_2O_3 , CeO_2 , HfO_2). Chemical purity of the applied materials plays a significant role for obtaining high-quality thermal barrier coatings. Hafnium oxide has been selected as powder for thermal barrier coatings instead of zirconium dioxide due to their similarities in structural modification, grating, chemical and physical properties and its high temperature structural transformations. It has been established that plasma thermal barrier $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ coatings consist of one tetragonal phase. This phase is equivalent to a non-equilibrium tetragonal t' -phase in the “zirconium dioxide stabilized with yttrium oxide” system. Affinity of Hf^{+4} and Zr^{+4} cations leads to the formation of identical metastable phases during rapid quenching.

Keywords: plasma coatings, zirconium dioxide, phase composition.

Fig. 1. Ref.: 18 titles.

Введение. Добавление к ZrO_2 стабилизирующих кубическую решетку оксидов MgO , CaO , Y_2O_3 , Yb_2O_3 , CeO_2 , HfO_2 расширяет область

стабильности кубической кристаллографической формы оксида циркония от точки плавления до комнатной температуры [1–4]. Это поз-

воляет избежать изменений объема, связанного с фазовыми превращениями. Следует заметить, что для стабилизации диоксида циркония легирующий оксид должен не только иметь соответствующий размер иона металла, но и образовывать твердый раствор с диоксидом циркония. Это условие резко ограничивает число возможных стабилизаторов. Фактически такая стабилизация возможна только оксидами редкоземельных металлов (Y_2O_3 , Yb_2O_3 , CeO_2 , HfO_2) [5–7].

Отрицательное влияние повышенного содержания стабилизаторов в исходном порошке на долговечность покрытий объясняется несколькими причинами [8–10]. Во-первых, исходные порошки имеют, как правило, неравномерное распределение стабилизатора по сечению, что наследуется в структуре покрытия. Во-вторых, наряду с выделениями богатых стабилизатором фаз типа $Zr_3Y_4O_{12}$, $Zr_3Yb_4O_{12}$, в покрытии формируются зерна тетрагональной фазы состава $ZrO_2 - 8,3 \% Y_2O_3$, $ZrO_2 - 12,3 \% Yb_2O_3$ и превращенные в моноклинную фазу зерна состава $ZrO_2 - 1,6 \% Y_2O_3$, $ZrO_2 - 6,2 \% Yb_2O_3$. Сегрегация стабилизатора в покрытии особенно заметно усиливается при его термообработке либо термоциклировании в случае стабилизации оксида циркония, что еще более усугубляет фазовую неоднородность покрытия. В-третьих, стабильность тетрагональной фазы во многом зависит от размера зерна фазовых включений, повышаясь с их уменьшением, что особенно заметно при размере зерна менее 1 мкм, поэтому достижение необходимого размера фазовых включений является задачей оптимизации технологии получения керамических порошков для теплозащитных покрытий (ТЗП). Характеристики плазменных теплозащитных покрытий зависят как от вида и состояния исходного порошка, так и собственно технологических параметров напыления [11].

В большинстве исследований влияния технологии плазменного напыления на долговечность покрытия отмечается, что вид и состояние исходного порошка для напыления оказывают решающее воздействие на качество напыленных покрытий из частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСДЦ). Важное значение для получения качественных ТЗП имеет химическая чистота применяемых мате-

риалов. Оксид гафния был выбран для использования в качестве порошка для ТЗП вместо диоксида циркония ввиду их сходства в структурной модификации, решетке, химических и физических свойствах и его повышенной температуры структурных преобразований [12–14]. Сходство Hf^{+4} - и Zr^{+4} -катионов приводит к образованию одинаковых метастабильных фаз при быстрой закалке. Отличия кристаллических решеток ZrO_2 и HfO_2 очень малы в связи с эквивалентной валентной зоной и почти эквивалентными ионными радиусами Zr^{+4} и Hf^{+4} . По этой причине в системе ZrO_2 – HfO_2 могут образовываться непрерывные растворы замещения, и можно выделить рентгеновские дифракционные картины ZrO_2 , HfO_2 в твердых растворах только с помощью чрезвычайно высокого разрешения рентгеновского дифракционного метода.

Сходство между ZrO_2 – Y_2O_3 и HfO_2 – Y_2O_3 в равновесных фазовых диаграммах распространяется также на образование неравновесных фаз. Все рассмотренные составы диоксида гафния, частично стабилизированные оксидом иттрия, при быстром охлаждении показывают одну метастабильную t' -фазу с микроструктурой, эквивалентной чистой t' -фазе. Кроме этого, температура фазового превращения при переходе тетрагональной фазы в моноклинную с увеличением концентрации Y_2O_3 уменьшается, а при увеличении концентрации HfO_2 – увеличивается, что делает систему HfO_2 – Y_2O_3 очень перспективной для получения ТЗП с заданными свойствами. Вследствие вышеизложенного было сделано предположение, что использование ZrO_2 – HfO_2 – Y_2O_3 позволит получать ТЗП с ресурсом, превышающим ресурс ZrO_2 – CeO_2 покрытия.

Плазменные теплозащитные покрытия на основе диоксида циркония – оксида гафния, стабилизированных оксидом иттрия. Целью данного исследования было изучение фазового состава новой оксидной системы HfO_2 – ZrO_2 – Y_2O_3 , которая представляет собой микроструктуру, похожую на диоксид циркония, трансформированную для использования при более повышенных температурах, и объяснение механизма влияния оксида гафния на формирование данной микроструктуры. В качестве подложки были использованы образцы

сплавов Ni – 23Co – 20Cr – 8Al – 1Y вес. %. На подложки сначала методом VPS (вакуумного напыления) наносили подслои 100 мкм NiCrAlY. Методом APS (напыление на воздухе) наносили покрытия 300 мкм (HfO_2 – 15 % Y_2O_3 ; (50 % HfO_2 – 50 % ZrO_2) – 8 % Y_2O_3 ; (25 % HfO_2 – 75 % ZrO_2) – 8 % Y_2O_3 ; ZrO_2 – 8 % Y_2O_3). Использовали керамические порошки со средним диаметром около 50 мкм. Фазовый состав порошков и покрытий определяли методом рентгеноструктурного анализа на рентгенографическом дифрактометре ДРОН-3, количественное содержание фаз – на сканирующем электронном микроскопе Nanolab-7. Были тщательно проанализированы $\{111\}$ и $\{400\}$ области ZrO_2 и HfO_2 дифракционных картин.

Рентгеноструктурный анализ плазменно-напыленных покрытий для каждой композиции показал наличие только одной тетрагональной фазы. Действительно, в этих материалах моноклинный полиморфизм отличается от кубического и тетрагонального ((t и t') полиморфизма через наблюдение за $\{111\}_{m,t}$ отражением). С другой стороны, t - и t' -фазы могут быть дифференцированы по разделению $\{400\}_c$, $\{400\}_b$, $\{400\}_t$, $\{004\}_t$ и $\{004\}_{t'}$ отражений на высоких 2Θ -углах.

Части рентгеновских диаграмм в $\{111\}$ области приведены для каждого образца на рис. 1. Рассмотрение этой области свидетельствует о наличии интенсивного отражения $\{111\}$ тетрагональной фазы и очень слабых $\{111\}$ отражений моноклинной фазы. Некоторое количество моноклинной фазы также обнаружено независимо от содержания гафния. Тем не менее расчеты, основанные на пике высоты над уровнем

фона [15–18], приводят к величине, менее чем 2 % для всех образцов. Эквивалентные рентгеновские дифракционные картины области $\{400\}$ также показаны на рис. 1. Наличие двух пиков в этой области является характерной особенностью для тетрагональной t - или t' -фазы.

Определение значений доли иттрия в тетрагональной фазе проводили в соответствии с выражениями на основе экспериментальных работ [18]. Для (50 % HfO_2 – 50 % ZrO_2) – 8 % Y_2O_3 ; (25 % HfO_2 – 75 % ZrO_2) – 8 % Y_2O_3 высокое содержание Y_2O_3 в тетрагональной фазе и c/a , соотношение близкое к единице, свидетельствует о наличии метастабильной t' -фазы. Для HfO_2 – 15 % Y_2O_3 оценка высокого содержания иттрия достигается только на основе c/a оценки. Это неудивительно, учитывая небольшую разницу между Zr^{+4} - и Hf^{+4} -ионными радиусами. Керамические микроструктуры всех композиций имеют тонкие равноосные зерна в диапазоне размеров 0,1–1,0 мкм, некоторые зерна иногда слегка удлинены. Изучение микроструктуры достигается за счет использования метода визуализации темных областей. Тетрагональность в покрытии проявляется в экспериментальном режиме дифракции при наличии слабых отражений. С помощью этих отражений всегда можно обнаружить появление двойникования зерна и варианты областей тетрагональной структуры внутри каждого дифракционного двойного пика. Эти микроструктуры (микроструктуры внутри двойникования) – результат снижения симметрии в процессе c - t' -смещающей (вытесняющей) трансформации [17].

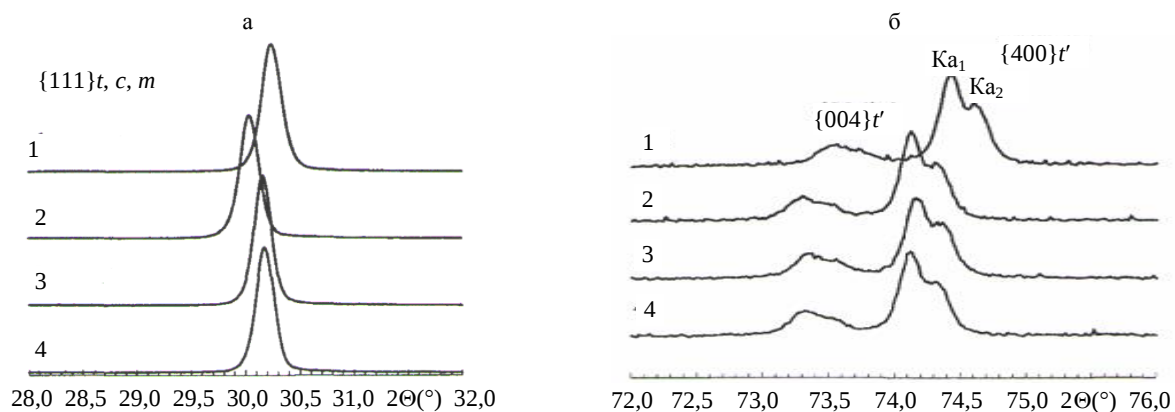


Рис. 1. Рентгенограммы плазменных покрытий в областях: а – $\{111\}$; б – $\{004\}$ (1 – HfO_2 – 15 % Y_2O_3 ; 2 – (50 % HfO_2 – 50 % ZrO_2) – 8 % Y_2O_3 ; 3 – (25 % HfO_2 – 75 % ZrO_2) – 8 % Y_2O_3 ; 4 – ZrO_2 – 8 % Y_2O_3)

Двойникование в микроструктуре происходит потому, что имеются эквивалентные возможности для формирования тетрагональности вдоль любой из трех сторон $\langle 100 \rangle$ оси «прародительской» кубической ячейки. На уровне субзерен наблюдаемая тетрагональная фаза также совпадает по микроструктурным особенностям с хорошо изученной t' -фазой в $\text{ZrO}_2 - 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$ [15, 18].

Таким образом, фазовый состав и микроструктура $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ -покрытий хорошо согласуются с предположениями авторов. Было однозначно установлено, что все покрытия состоят из одной тетрагональной фазы. Эта фаза эквивалентна так называемой t' -фазе [16] в системе «диоксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия», так как содержание иттрия в покрытии соответствует его содержанию в исходном порошке:

- измеренное соотношение c/a только немного отличается (в 1,03 раза) в сравнении с c/a в трансформируемой равновесной t -фазе;
- трансформируемая равновесная t -фаза не превращается в моноклинную, даже когда к покрытию прикладывается механическая энергия.

Сходство Hf^{+4} - и Zr^{+4} -катионов приводит к образованию одинаковых метастабильных фаз при быстрой закалке. Результаты микроструктурных исследований двойникования зерен t' -фазы показали большое сходство с результатами [17, 18] в чистых (без оксида гафния) покрытиях из диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия.

ВЫВОД

Исследован фазовый состав новой оксидной системы $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$, которая представляет собой микроструктуру, похожую на диоксид циркония, трансформированную для использования при температурах 1300 °С, и объяснен механизм влияния оксида гафния на формирование данной микроструктуры. Установлено, что все покрытия $\text{HfO}_2\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ состоят из одной тетрагональной фазы. Эта фаза эквивалентна неравновесной тетрагональной t' -фазе в системе «диоксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия», так как содержание иттрия в покрытии соответствует его содержанию в исходном порошке.

Измеренное соотношение c/a только немного отличается (в 1,03 раза) в сравнении с c/a в трансформируемой равновесной t -фазе. Она не превращается в моноклинную, даже когда к покрытию прикладывается механическая энергия. Сходство Hf^{+4} - и Zr^{+4} -катионов приводит к образованию одинаковых метастабильных фаз при быстрой закалке. Результаты микроструктурных исследований двойникования зерен t' -фазы показали большое сходство с более ранними результатами в чистых (без оксида гафния) покрытиях из диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Теплозащитные** покрытия на основе ZrO_2 / А. Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск: Ремика, 1998. – 128 с.
2. **Khor, K. A.** Properties of Plasma Sprayed Functionally Graded YSZ / NiCoCr AlY Composite Coatings / K. A. Khor, Y. W. Gu, Z. L. Dong // Thermal Spray 2000: Surface Engineering via Applied Research: Proceedings of the 1st International Thermal Spray Conference. – Kobe (Japan), 2000. – P. 1241–1248.
3. **Porter, D. L.** Mechanisms of Toughening Partially Stabilized Zirconia (PSZ) / D. L. Porter, H. Heuer // Journal of the American Ceramic Society. – 2006. – Vol. 6, No 3. – P. 183–184.
4. **Singheiser, L.** The Performance of High Temperature Corrosion Resistant Coatings on Superalloys Nuclear Extended Laboratory Tests / L. Singheiser // 1st Plasma Technic. Symposium Lucerne. – 1998. – Vol. 2. – P. 164–173.
5. **Robert, M.** Mikrostructural Evolution in Co-P37 and the Room Temperature Instability of Tetragonal ZrO_2 / M. Robert // The Amer. Ceram. Soc. – 1997. – Vol. 10, No 4. – P. 214–220.
6. **Оковитый, В. А.** Влияние технологических параметров керамического слоя теплозащитного покрытия на стойкость к термоциклированию / В. А. Оковитый // Порошковая металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск, 1998. – Вып. 21. – С. 101–105.
7. **Оковитый, В. А.** Разработка теплозащитных плазменных покрытий / В. А. Оковитый // Сварка и родственные технологии. – 2005. – Вып. 7. – С. 80–82.
8. **Оковитый, В. А.** Оптимизация процесса нанесения $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ / В. А. Оковитый // Порошковая металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск, 2007. – Вып. 30. – С. 245–249.
9. **Математическая** модель тепловых процессов, происходящих при формировании покрытий на основе ZrO_2 / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Порошковая металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск, 2009. – Вып. 32. – С. 9–20.
10. **Моделирование** порообразования при формировании теплозащитных плазменных покрытий на основе диоксида циркония / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Порошковая металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск, 2011. – Вып. 34. – С. 36–40.

11. **Создание** градиентных плазменных покрытий на основе диоксида циркония, стабилизированного диоксидом иттербия / В. А. Оковитый [и др.] // Вестник БНТУ. – 2011. – № 6. – С. 5–9.

12. **Формирование** газотермических покрытий: теория и практика / А. Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск: Беспринт, 2002. – 480 с.

13. **Ильющенко, А. Ф.** Плазменные покрытия на основе керамических материалов / А. Ф. Ильющенко, В. А. Оковитый, А. И. Шевцов. – Минск: Беспринт, 2006. – 316 с.

14. **Padovan, J.** Thermo-Mechanical Behaviour of Plasma-Sprayed $\text{HfO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ Coatings / J. Padovan // *Ceram. Eng. and Sci.* – 2007. – No 8. – P. 27–38.

15. **Alperine, S.** Microstructural Investigation of Plasma Sprayed Yttria Partially Stabilized Zirconia TBC / S. Alperine, L. Lelait // *J. Eng. Gas Turbines Power.* – 1994. – Vol. 116, No 1. – P. 258–265.

16. **Alperain, S.** TEM Investigations of High Toughness Non-Equilibrium Phases in the $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ System / S. Alperain // *Scripta Metallurgica et Materiala.* – 1991. – Vol. 25, No 8. – P. 1815–1820.

17. **Lelait, L.** Etude Microstructurale Fine de Revêtements Ceramiques du Type Barriere Thermique: Incidence Sur la Resistance Thermomecanique de Ces Revetements / L. Lelait // PhD Thesis, Université Paris-Sud (U.F.R. d'Orsay). – France, 1991.

18. **Ibegazene, H.** Yttria Stabilized Hafnia-Zirconia Thermal Barrier Coatings: Influence of Hafnia Addition on TBC Structure and High Temperature Behavior / H. Ibegazene, S. Alperine, C. Diot // *Journal of Materials Science.* – 1995. – Vol. 30, No 4. – P. 938–951.

REFERENCES

1. **Il'iushchenko, A. F.,** Ivashko, V. S., Okovityi, V. A., & Sobolevskii, S. B. (1998) *Thermal Barrier Coatings on ZrO_2 Basis.* Minsk, Remika, 128 p. (in Russian).

2. **Khor, K. A.,** Gu, Y. W., & Dong, Z. L. (2000) Properties of Plasma Sprayed Functionally Graded YSZ / NiCoCr AlY Composite Coatings. *Thermal Spray 2000: Surface Engineering via Applied Research: Proceedings of the 1st International Thermal Spray Conference.* Kobe, Japeny, 1241–1248.

3. **Porter, D. L., & Heuer, H.** (2006) Mechanisms of Toughening Partially Stabilized Zirconia (PS2). *Journal of the American Ceramic Society*, 6 (3), 183–184. Doi: 10.1111/j. 1151-2916.1977.tb15509.x.

4. **Singheiser, L.** (1998) The Performance of High Temperature Corrosion Resistant Coatings on Superalloys Nuclear Extended Laboratory Tests. *1st Plasma Technic. Symposium Lucerne*, 2, 164–173.

5. **Robert, M.** (1997) Microstructural Evolution in Co-P37 and the Room Temperature Instability of Tetragonal ZrO_2 *The Amer. Ceram. Soc.*, 10 (4), 214–220.

6. **Okovity, V. A.** (1998) Influence of Technological Parameters of TBC Ceramic Layer on Resistance to Thermal Cycling. *Poroshkovaya Metalurgia. Respublikanskii Mezhvedomstvennyi Sbornik Nauchnykh Trudov* [Powder Metallurgy. Republican Interdepartmental Collection of Research Papers]. Minsk, 21, 101–105 (in Russian).

7. **Okovity, V. A.** (2005) Development of Thermal Barrier Plasma Coatings. *Svarka i Rodstvennyye Tekhnologii* [Welding and Related Technologies], 7, 80–82 (in Russian).

8. **Okovity, V. A.** (2007) Optimization of $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ Depositing Process. *Poroshkovaya Metalurgia. Respublikanskii Mezhvedomstvennyi Sbornik Nauchnykh Trudov* [Powder Metallurgy. Republican Interdepartmental Collection of Research Papers]. Minsk, 30, 245–249 (in Russian).

9. **Il'iushchenko, A. F.,** Okovityi, V. A., Gromyko, G. F., Shevtsov, A. I., Panteleenko, F. I., Matsuka, N. P., & Okovityi, V. V. (2009) Mathematical Model of Thermal Processes Occuring During Formation of ZrO_2 -Based Coatings. *Poroshkovaya Metalurgia. Respublikanskii Mezhvedomstvennyi Sbornik Nauchnykh Trudov* [Powder Metallurgy. Republican Interdepartmental Collection of Research Papers]. Minsk, 32, 9–20 (in Russian).

10. **Il'iushchenko, A. F.,** Kusin, R. A., Cherniak, I. N., Kusin, A. R., Zhegzdrin', D. I., Maniilo, E. D., & Kaptsevich, V. M. (2011) Simulation of Pore Formation While Developing Thermal Barrier Coatings on the Basis of Zirconium Dioxide. *Poroshkovaya Metalurgia. Respublikanskii Mezhvedomstvennyi Sbornik Nauchnykh Trudov* [Powder Metallurgy. Republican Interdepartmental Collection of Research Papers]. Minsk, 34, 36–40 (in Russian).

11. **Okovityi, V. A.,** Panteleenko, F. I., Devoino, O. G., Okovityi, V. V., Sobolevskii, S. B., & Shevtsov, A. I. (2011) Development of Gradient Plasma Coatings on the Basis of Zirconium Dioxide Stabilized with Yttrium Oxide. *Vestnik BNTU* [Bulletin of the Belarusian National Technical University], 6, 5–9.

12. **Il'iushchenko, A. F.,** Okovityi, V. A., Kundas, S. P., & Formanek, B. (2002) *Formation of Gas and Thermal Coatings: Theory and Practice.* Minsk, Besprint. 480 p. (in Russian).

13. **Il'iushchenko, A. F.,** Okovity, V. A., & Shevtsov, A. I. (2006) *Plasma Coatings on the Basis of Ceramic Materials.* Minsk, Besprint. 316 p. (in Russian).

14. **Padovan, J.** (2007) Thermo-Mechanical Behaviour of Plasma-Sprayed $\text{HfO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ Coatings. *Ceram. Eng. And Sci.*, 8, 27–38.

15. **Alperine, S., & Lelait, L.** (1994) Microstructural Investigation of Plasma Sprayed Yttria Partially Stabilized Zirconia TBC. *J. Eng. Gas Turbines Power*, 116 (1), 258–265. Doi: 10.1115/1.2906802.

16. **Alperine, S., & Lelait, L.** (1991) TEM Investigations of High Toughness Non-Equilibrium Phases in the $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ System. *Scripta Metallurgica et Materiala*, 25 (8), 1815–1820. Doi: 10.1016/0956-716X(91)90310-W.

17. **Lelait, L.** (1991) *Etude Microstructurale Fine de Revêtements Céramiques du Type Barrière Thermique: Incidence Sur la Résistance Thermomécanique de ces Revêtements.* [Microstructural Study Of Thermal Barrier Coating Application of the Thermomechanical Resistance of this Coating. PhD Thesis]. Université Paris-Sud (U.F.R. d'Orsay), France. (in French).

18. **Ibegazene, H.,** Alperine, S., & Diot, C. (1995) Yttria Stabilized Hafnia-Zirconia Thermal Barrier Coatings: Influence of Hafnia Addition on TBC Structure and High Temperature Behavior. *Journal of Materials Science*, 30 (4), 938–951.

Поступила 28.04.2014

АУДИТ БЕЗОПАСНОСТИ ДОРОЖНОГО ДВИЖЕНИЯ НА ЛОКАЛЬНОМ ОБЪЕКТЕ ДОРОЖНОЙ СЕТИ МИНСКА

*Канд. техн. наук, доц. КАПСКИЙ Д. В., инженеры МОЗАЛЕВСКИЙ Д. В., КУЗЬМЕНКО В. Н.,
КОРЖОВА А. В., ПОЛХОВСКАЯ А. С., КОСТЮКОВИЧ Е. Н., АРЮШЕВСКАЯ Н. В.*

Белорусский национальный технический университет

E-mail: 2927781@gmail.com

В дорожном движении производится транспортная услуга, в которую вовлечены практически все участники дорожного движения и население нашей республики. Качество дорожного движения или его отдельных свойств можно количественно оценить по величине потерь, под которыми понимают социально-экономическую стоимость необязательных издержек в процессе движения. Поэтому любое решение по организации дорожного движения должно быть оценено и оптимизировано по критерию минимизации потерь (аварийных, экономических и экологических).

В филиале БНТУ «Научно-исследовательская часть» Научно-исследовательским центром дорожного движения разработана методика определения потерь в дорожном движении для конфликтных объектов – перекрестков и искусственных неровностей. Это сделало возможным сравнение двух альтернативных вариантов организации движения на конфликтных объектах. В статье рассмотрен пример выбора и обоснования принимаемых решений для нерегулируемого Т-образного перекрестка с близко расположенным пешеходным переходом по улице Я. Коласа в г. Минске. На основании исследований разработаны мероприятия планировочного и организационно-технического характера, которые повышают безопасность движения, а также снижают экономические и экологические потери. В результате проведенных исследований и анализа существующих условий дорожного движения на нерегулируемом перекрестке ул. Я. Коласа – пер. Я. Коласа выявлено, что уровень суммарных потерь в дорожном движении на участке составляет около 92,0 тыс. у. е./год, в том числе потери от аварийности – 7,9 тыс. у. е./год. Реализация разработанных мероприятий позволит снизить уровень аварийных потерь на пешеходном переходе ориентировочно на 4,4 тыс. у. е./год с уменьшением числа аварий на 50–55 %.

Ключевые слова: дорожное движение, аудит безопасности, критерий минимизации потерь.

Ил. 8. Табл. 2. Библиогр.: 12 назв.

ROAD TRAFFIC SAFETY AUDIT AT LOCAL OBJECT OF MINSK ROADWAY NETWORK

*KAPSKY D. V., MOZALEVSKY D. V., KUZMENKO V. N., KORZHOVA A. V.,
POLKHOVSKAYA A. S., KOSTIUKOVICH E. N., ARIUSHEVSKAYA N. V.*

Belarusian National Technical University

Road traffic provides a transport service involving practically all its participants and population of the Republic. Quality of the road traffic or its specific characteristics can be quantitatively estimated in terms of losses and by that we understand social and economic value of non-obligatory expenses in road traffic. That is why any decision on road traffic organization must be estimated and optimized in accordance with its loss minimization criterion (accidental, economic and ecological).

Research and Development Centre for Road Traffic at the BNTU Branch – “Research Division” has developed loss methodology in road traffic for conflict objects – roads crossings and speed cushions. Such approach has made it possible to compare two alternative options for organization of road traffic at conflict objects. The paper considers an example of selection and substantiation of the accepted decision for an uncontrolled T-junction with closely located pedestrian crossing in the Ya. Kolas Street, Building 12, Minsk. Planning and organizational and technical measures that increase road traffic safety and decrease economic and ecological losses have been developed on the basis of the executed investigations. The investigations and analysis of the existing conditions of the road traffic at the uncontrolled Ya. Kolas Street – Ya. Kolas off-street junction have revealed that the rate of total losses in the road traffic constitutes nearly 92,0 thousand c.u./year, including accidental losses – 7,9 thousand c.u./year. Realization of the developed measures will permit to reduce the rate of accidental losses at pedestrian crossing approximately by 4,4 thousand c.u./year with reduction of accidents by 50–55 %.

Keywords: road traffic, safety audit, loss minimization criterion.

Fig. 8. Tab. 2. Ref.: 12 titles.

В дорожном движении производится транспортная услуга, в которую вовлечены практически все участники дорожного движения и население нашей республики [1, 2]. Качество дорожного движения или его отдельных свойств можно количественно оценить по величине потерь, под которыми понимают социально-экономическую стоимость необязательных издержек в процессе движения [1, 3]. Для государства и общества дорожное движение содержит не только аварийную угрозу, как считалось ранее, а целых четыре: аварийную, экологическую, экономическую и социальную [4, 5]. Поэтому любое решение по организации дорожного движения должно быть оценено и оптимизировано по критерию минимизации потерь (аварийных, экономических и экологических) [2, 5].

В филиале БНТУ «Научно-исследовательская часть» Научно-исследовательским центром дорожного движения (НИЦ ДД) разработана методика определения потерь в дорожном движении для конфликтных объектов – перекрестков и искусственных неровностей. Это сделало возможным сравнение двух альтернативных вариантов организации движения на конфликтных объектах. Для примера выбран нерегулируемый Т-образный перекресток с пешеходным переходом по улице Я. Коласа в г. Минске (рис. 1, 2).



Рис. 1. Исследуемый нерегулируемый перекресток

Улица Якуба Коласа – магистральная улица общегородского значения с трамвайным движением (категория А4) [6, 7]. Выполняет функцию дублера проспекта Независимости. Она обеспечивает транспортную связь между первым и вторым городскими кольцами, а также

связывает вышеуказанные объекты с Логойским трактом, который пересекает Минскую кольцевую автодорогу и далее переходит в автодорогу М3 в направлении Логойска, Витебска.



Рис. 2. Подход к пешеходному переходу со стороны учебного корпуса БНТУ

В зоне приближения к пешеходному переходу имеются по две полосы движения в каждом направлении, отделенные друг от друга трамвайным полотном (рис. 3). Непосредственно перед пешеходным переходом (по направлению к ул. Сурганова) устроены гостевая стоянка (парковка с полным заездом под углом 60°), а также выезд с территории БНТУ, расположенный возле учебного корпуса № 8 университета (ул. Я. Коласа, 12). Введение светофорного регулирования на пешеходном переходе позволит повысить безопасность при переходе пешеходами проезжей части улицы Я. Коласа и осуществлении выездов с переулка Я. Коласа и территории БНТУ.

Выполнено исследование геометрических параметров участка уличной дорожной сети (УДС), размещения технических средств организации дорожного движения [6–11], уличного освещения, состояния пешеходных путей и дорожного покрытия, наличия остановочных пунктов трамвая, точек тяготения пешеходных и транспортных потоков в рассматриваемом районе и т. д. По данным, предоставленным УГАИ ГУВД Мингорисполкома, выполнен анализ аварийности по отчетным авариям, совершенным на этом пешеходном переходе. По карточкам происшествий с материальным ущербом, которые были предоставлены ОГАИ Советского РУВД, выполнен анализ аварийности по неотчетным авариям. Результаты очагового анализа представлены на рис. 4.

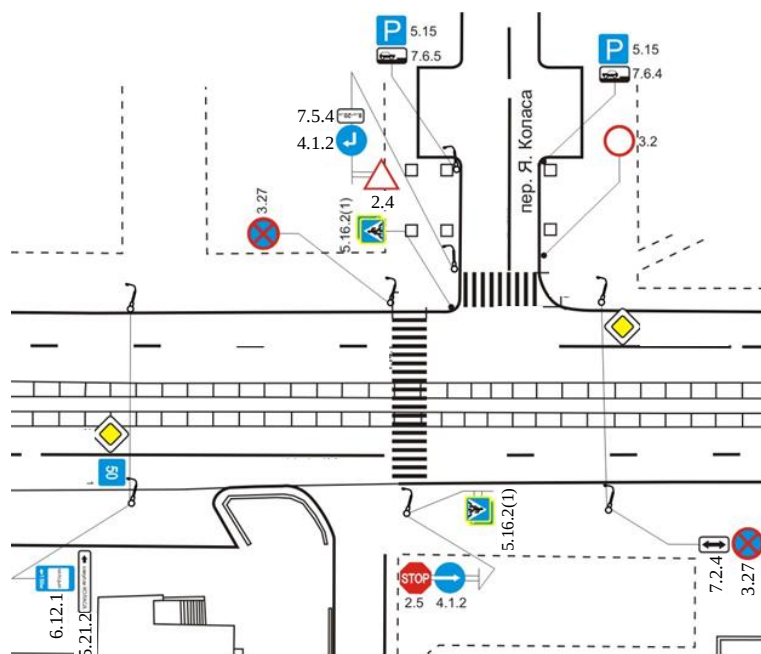


Рис. 3. План исследуемого нерегулируемого перекрестка улицы Я. Коласа и переулка Я. Коласа

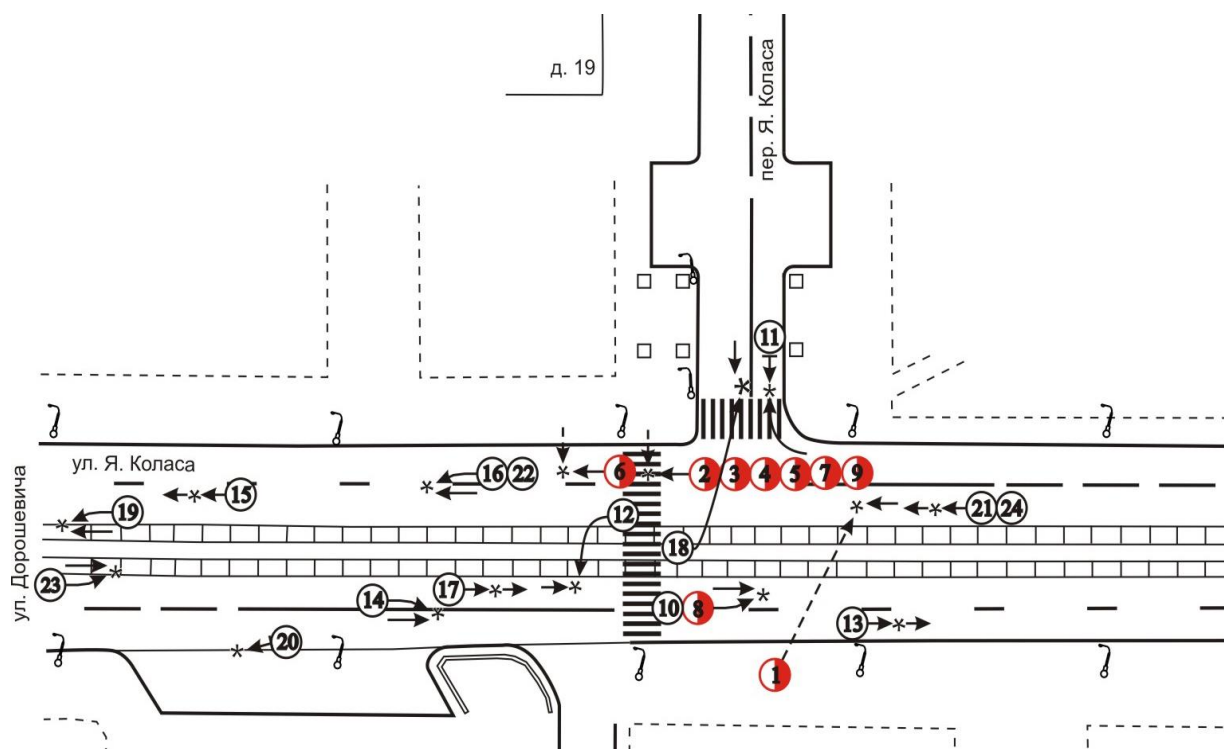


Рис. 4. Фрагмент очагового анализа аварийности на исследуемом перекрестке

Из очагового анализа очень четко вырисовывается однотипность совершенных аварий с пострадавшими – это наезд на пешехода. С 2008 г. увеличилась тяжесть последствий ДТП, о чем свидетельствуют шесть происшествий с ранеными.

На многополосной улице в зоне приближения к пешеходному переходу добавляется дополнительная опасность наезда на пешехода на второй полосе. Как показывают экспериментальные исследования, водитель автомобиля, видя движущегося по пешеходному переходу

пешехода, начинает снижать скорость, справедливо полагая, что при такой скорости автомобиля пешеход успеет покинуть полосу движения. Но выйдя из полосы движения этого автомобиля, пешеход становится жертвой другого автомобиля, который не видел пешехода и двигался, не снижая скорость, полагая, что рядом движущийся автомобиль снизил скорость ввиду «пробок», выполнения поворота и т. п. Главными причинами повышенной аварийности на нерегулируемых пешеходных переходах являются: недостаточная видимость, особенно боковая, недостаточная освещенность в темное время суток, неудачное расположение пешеходного перехода на местности, недостаточное его обустройство средствами организации дорожного движения, неправильный выбор типа регулирования, нечеткость приоритета и др.

Для устранения очага аварийности, каким является рассматриваемый перекресток, были выполнены исследования параметров транспортных и пешеходных потоков, условий дви-

жения, треугольника боковой обзорности, пропускной способности, скорости движения транспортных потоков и т. д. для того, чтобы рассчитать существующие экономические, экологические и аварийные потери на перекрестке. Интенсивность и состав транспортных потоков определяли путем натурного эксперимента по методике НИЦ ДД в рабочие дни недели. Измерения разделяли на отдельные независимые замеры по входам и по направлениям. Каждому входу на пересечении присваивали указанный индекс по часовой стрелке. Для одного из входов главной дороги указывали ориентир. Длительность одного замера, как правило, составляла не менее 15 мин. Замеры проводили с 7.00 до 21.00.

В утренний и вечерний пиковые периоды проводили часовые замеры интенсивности движения транспорта и пешеходов с разбивкой по 15 мин. Результаты распределения интенсивности транспорта и пешеходов показаны на рис. 5, 6.

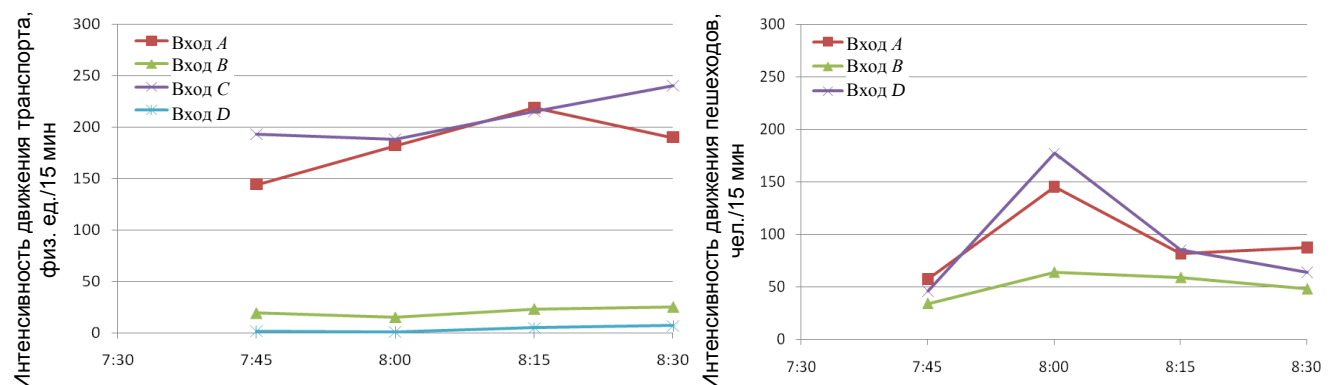


Рис. 5. Неравномерность интенсивности движения в течение утреннего пика (7.30–8.30)

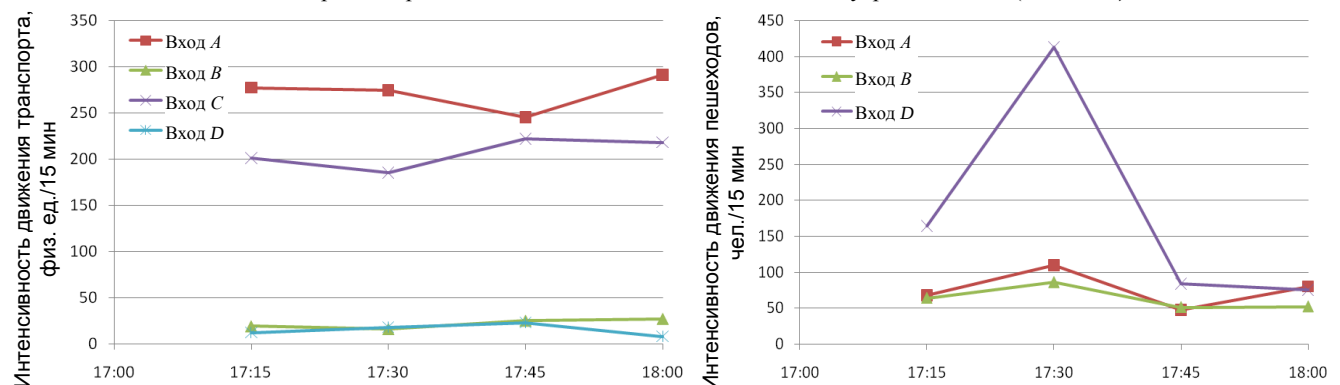


Рис. 6. Неравномерность интенсивности движения в течение вечернего пика (17.15–18.00)

Также было получено распределение интенсивности движения автомобилей по каждой полосе в зоне приближения к пешеходному переходу. Установлено, что больше нагружены вторые полосы для движения. Около 3 % автомобилей движутся по трамвайным путям, зачастую используя их для поворота налево.

Определяли треугольники боковой видимости экспериментальным путем, а также оценивали прозрачность фактического треугольника боковой обзорности. Треугольник боковой видимости в конфликте «транспорт – пешеход» на входе *C* соответствует нормативному, а на входе *A* не соответствует нормативному из-за автомобилей, припаркованных на стоянке. Фактический треугольник боковой видимости ограничен автомобилями, припаркованными на обозначенной стоянке, и его катеты равны 40 и 5 м. Прозрачность фактического треугольника видимости хорошая, если на проезжей части переулка Я. Коласа отсутствуют припаркованные автомобили. В этом случае треугольник боковой видимости уменьшается. Фактический треугольник боковой видимости в конфликте «транспорт – транспорт» на входе *A* имеет размеры катетов 40 и 5 м, поскольку есть помехи в виде припаркованных на стоянке автомобилей. Катеты нормативного треугольника боковой видимости для входа *A* приняты 40 и 15 м (скорость принята 5 м/с, следовательно, боковая сторона треугольника видимости составляет $15 \text{ м} = 3 \text{ с} \cdot v = 3 \text{ с} \cdot 5 \text{ м/с}$), поскольку на входе *D* установлен пониженный борт, а на расстоянии 22 м от края проезжей части улицы Я. Коласа – шлагбаум.

По результатам экспериментальных исследований определены загрузка и пропускная способность исследуемого участка улицы Я. Коласа. Установлено, что больше загружена вторая полоса движения – как в прямом, так и в обратном направлениях. Как ранее упоминалось, интенсивность движения распределяется по полосам достаточно равномерно. Следует отметить, что загрузка не достигает предельного значения.

Распределение потерь на нерегулируемом перекрестке улицы Я. Коласа и переулка Я. Ко-

ласа показано на рис. 7. Аварийные потери составляют 9 % от общего объема потерь.

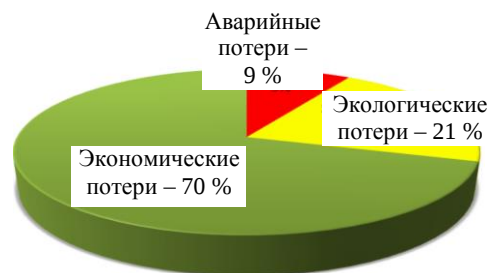


Рис. 7. Распределение потерь на исследуемом перекрестке по видам

По разработанным методикам определения потерь в дорожном движении были рассчитаны экономические, экологические и аварийные потери, возникающие в процессе движения транспортных и пешеходных потоков на исследуемом объекте в зависимости от принятых решений: введения светофорного регулирования (в том числе при координированном управлении светофорными объектами на магистральной улице) и при наличии в зоне пешеходного перехода искусственной неровности.

Вариант организации дорожного движения, согласованный заказчиком для реализации в реальном секторе, изображен на рис. 8. Светофорное регулирование организовано на Т-образном перекрестке переулка Я. Коласа и одноименной улицы с устройством велодорожек, а выезд из университета остается нерегулируемым. Для организации адаптивного управления с учетом неравномерности транспортной нагрузки проектным решением предусмотрено устройство индуктивных детекторов транспорта со всех транспортных направлений (на каждой полосе движения). Кроме того, предусмотрено устройство покрытия тротуаров из плитки красного цвета, а также тактильной плитки.

Результаты расчета потерь предлагаемых мероприятий указаны в табл. 1. На основании диаграммы потерь в дорожном движении на исследуемом объекте по предлагаемым мероприятиям можно сделать вывод, что целесообразным вариантом является введение светофорного регулирования.

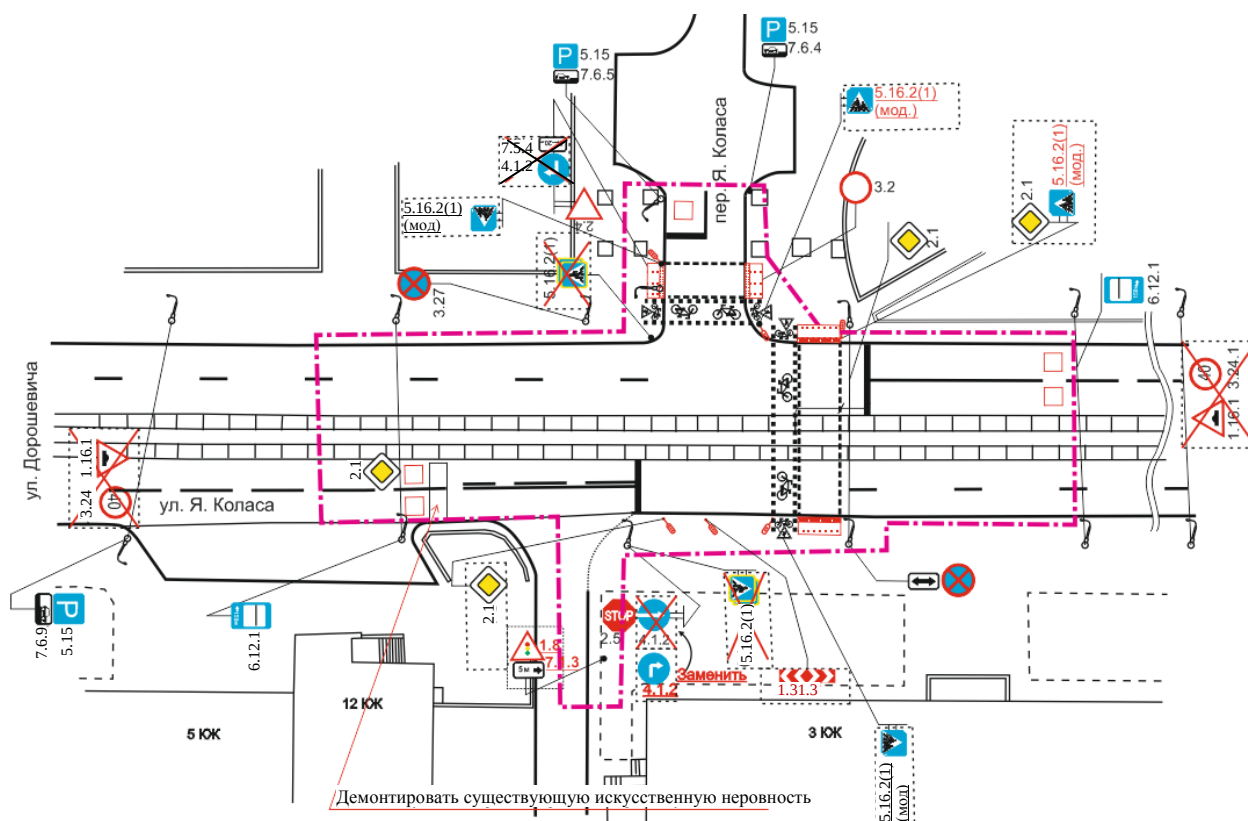


Рис. 8. Вариант организации дорожного движения

Таблица 1

Результаты сопоставления потерь в дорожном движении по вариантам предлагаемых решений

Наименование параметра	Существующая схема ОДД – установка искусственной неровности	Предлагаемый вариант	
		Введение светофорного регулирования	Светофорное регулирование при условии координации с близлежащими СФО
Аварийные потери, тыс. у. е./год	5,7	3,5	3,4
Экологические потери, тыс. у. е./год	41,8	18,5	11,1
Экономические потери, тыс. у. е./год	104,5	74,1	44,4
Суммарные потери, тыс. у. е./год	152,0	96,1	58,9

ВЫВОДЫ

1. В результате проведенных исследований и анализа существующих условий дорожного движения на нерегулируемом перекрестке улицы Я. Коласа и переулка Я. Коласа выявлено, что уровень суммарных потерь в дорожном движении на участке составляет около 92,0 тыс. у. е./год, в том числе потери от аварийности – 7,9 тыс. у. е./год.

2. Разработаны мероприятия планировочно- и организационно-технического характера. На перекрестке рекомендуется введение све-

тофорного регулирования, которое повышает безопасность пешеходов при осуществлении перехода проезжей части и обеспечивает возможность координированного движения по улице Я. Коласа. Реализация разработанных мероприятий позволит снизить уровень аварийных потерь на пешеходном переходе ориентировочно на 4,4 тыс. у. е./год с уменьшением числа аварий на 50–55 %. Строительство светофорного объекта повысит безопасность движения на данном участке улицы Я. Коласа практически без увеличения потерь в дорожном движении, а в случае введения объекта в коор-

динацию и ее правильного функционирования потери снизятся более чем в два раза.

3. Разработанная методика определения потерь в дорожном движении адекватно реагирует на изменения вариантов организации движения, транспортной планировки, режимов светофорного регулирования и прочих мероприятий, применяемых при разработке наилучших вариантов решений по повышению безопасности дорожного движения.

4. Искусственная неровность уменьшает аварийные потери от снижения количества и степени тяжести аварий с пострадавшими, но резко увеличивает экономические, экологические и социальные потери. Это обстоятельство делает применение искусственных неровностей, в сравнении с другими мерами (улучшение видимости и условий маневрирования, обозначение зоны пешеходного перехода, ограничение скорости с автоматическим контролем, организация пешеходного перехода типа «Выбор» и др.), функционально неадекватным, экономически и экологически расточительным и социально разрушительным. Установка искусственной неровности является жесткой, крайней мерой воздействия на всех водителей и пассажиров [12]. Искусственная неровность может применяться на участках концентрации аварий, основной причиной которых является доказанное в установленном порядке превышение скорости движения в местах, где согласно законодательству Республики Беларусь скорость движения ограничена до 20 км/ч – пешеходные и жилые зоны, а также приравненные к ним дворовые территории. Как исключение допускается применение искусственных неровностей на участках концентрации аварий, расположенных на улицах и дорогах населенных пунктов с общим ограничением скорости 60 км/ч, если будет доказано в установленном порядке, что все другие меры по снижению аварийности либо невозможны, либо неэффективны. При этом суточная интенсивность движения, в зависимости от типа застройки, не должна превышать значений, указанных в табл. 2.

5. Применение искусственных неровностей на улицах с интенсивностью более 200 авт./ч приводит к возрастанию суммарных потерь в дорожном движении за счет преобладающего роста экономических и экологических потерь,

связанных с торможением перед искусственной неровностью и последующим разгоном. Необходимо отметить, что применение искусственных неровностей приводит к экономическим и экологическим потерям круглосуточно, независимо от наличия участников движения (пешеходов, велосипедистов и т. п.), для защиты которых они же и предназначены. На таких участках применение светофорного регулирования вместо искусственных неровностей является экономически обоснованным мероприятием с малым сроком окупаемости (менее одного месяца), несмотря на существенные капитальные затраты, связанные с сооружением светофорного объекта (около 20 тыс. у. е.).

Таблица 2

**Интенсивность движения автомобилей
в обоих направлениях**

Тип застройки	Интенсивность движения, авт./сут.
Многоэтажная, плотная, двусторонняя	500
Многоэтажная, плотная, односторонняя либо многоэтажная, свободная, двусторонняя	750
Многоэтажная, свободная, двусторонняя либо одноэтажная, двусторонняя	1000
Одноэтажная, односторонняя	1250
Незастроенная (в радиусе до 50 м) территория населенного пункта	1500

Необходимо запретить установку искусственных неровностей:

- на загородных дорогах любой категории;
- на улицах и дорогах населенных пунктов с интенсивностью движения, более указанной в табл. 1;
- на улицах населенных пунктов с числом полос 4 и более при любой интенсивности движения.

Необходимо, чтобы место установки искусственной неровности было обустроено стационарным (уличным, наружным) освещением.

ЛИТЕРАТУРА

1. Врубель, Ю. А. Потери в дорожном движении / Ю. А. Врубель. – Минск: БНТУ, 2003. – 380 с.
2. Врубель, Ю. А. Водителю о дорожном движении: пособие для слушателей учебного центра подготовки, повышения квалификации и переподготовки кадров авто-тракторного факультета / Ю. А. Врубель, Д. В. Капский. – 3-е изд., дораб. – Минск: БНТУ, 2010. – 139 с.

REFERENCES

3. Врубель, Ю. А. Определение потерь в дорожном движении / Ю. А. Врубель, Д. В. Капский, Е. Н. Кот. – Минск: БНТУ, 2006. – 240 с.
4. Об утверждении Концепции обеспечения безопасности дорожного движения в Республике Беларусь: постановление Совета Министров Респ. Беларусь, 14 июня 2006 г., № 757 // Национальный реестр правовых актов Респ. Беларусь. – 2006. – № 5/22459.
5. Капский, Д. В. Прогнозирование аварийности в дорожном движении / Д. В. Капский. – Минск: БНТУ, 2008. – 243 с.
6. Улицы населенных пунктов. Строительные нормы: ТКП 45-3.03-227-2010 (02250). – Введ. 01.07.2011. – Минск: М-во архитектуры и строительства Респ. Беларусь, 2011. – 46 с.
7. Технические средства организации дорожного движения. Знаки дорожные. Общие технические условия: СТБ 1140-2013. – Введ. 01.11.2013. – Минск: БелдорНИИ, 2013. – 46 с.
8. Технические средства организации дорожного движения. Разметка дорожная. Общие технические условия: СТБ 1231-2012. – Введ. 01.02.2012. – Минск: БелдорНИИ, 2012. – 37 с.
9. Технические средства организации дорожного движения. Правила применения: СТБ 1300-2014. – Введ. 01.06.2014. – Минск: БелдорНИИ, 2014. – 134 с.
10. Технические средства организации дорожного движения. Искусственные неровности. Общие технические условия: СТБ 1538-2013. – Введ. 01.03.2013. – Минск: БелдорНИИ, 2013. – 7 с.
11. Охрана окружающей среды и природопользование. Атмосфера. Выбросы загрязняющих веществ и парниковых газов в атмосферный воздух. Правила расчета выбросов механическими транспортными средствами в населенных пунктах: ТКП 17.08-03-2006 (02120). – Введ. 28.06.06. – Минск: РУП «Бел НИЦ «Экология». – 18 с.
12. Врубель, Ю. А. Опасности в дорожном движении / Ю. А. Врубель, Д. В. Капский. – М.: Новое знание, 2013. – 244 с.
1. Vrubel, Yu. A. (2003) *Losses in Road Traffic*. Minsk: BNTU. 380 p. (in Russian).
2. Vrubel, Yu. A., & Kapsky, D. V. (2010) *To Driver on Road Traffic*. Minsk: BNTU. 139 p. (in Russian).
3. Vrubel, Yu. A., Kapsky, D. V., & Kot, E. N. (2006) *Determination of Losses in Road Traffic*. Minsk: BNTU. 240 p. (in Russian).
4. On Approval of Concept of Ensuring Road Safety in the Republic of Belarus: Resolution of the Council of Ministers of the Republic of Belarus, June 14, 2006, No 757. *Natsional'nyi Reestr Pravovyykh Aktov Respubliki Belarus'* [National Register of Legal Acts of the Republic of Belarus], 2006, No 5/22459 (in Russian).
5. Kapsky, D. V. (2008) *Forecasting of Accidents in Road Traffic*. Minsk: BNTU. 243 p. (in Russian).
6. ТКП 45-3.03-227-2010 (02250). Streets of Human Settlements. Construction Norms. Minsk, Ministry of Architecture and Construction of the Republic of Belarus, 2011. 46 p. (in Russian).
7. СТБ 1140-2013. Technical Facilities for Organization of Road Traffic. Road Signs. General Technical Conditions. Minsk, BeldorNII, 2013. 46 p. (in Russian).
8. СТБ 1231-2012. Technical Facilities for Organization of Road Traffic. Road Marking. General Technical Conditions. Minsk, BeldorNII, 2012. 37 p. (in Russian).
9. СТБ 1300-2014. Technical Facilities for Organization of Road Traffic. Application Rules. Minsk, BeldorNII, 2014. 134 p. (in Russian).
10. СТБ 1538-2013. Technical Facilities for Organization of Road Traffic. Speed Cushions. General Technical Conditions. Minsk, BeldorNII, 2013. 7 p. (in Russian).
11. ТКП 17.08-03-2006 (02120). Protection of Environment and Nature Management. Atmosphere. Pollution Emissions and Greenhouse Gases in Atmosphere. Rules for Calculation of Emissions by Mechanical Transport Facilities in Human Settlements. Minsk, Bel. Scientific and Research Centre "Ecology", 2006. 18 p. (in Russian).
12. Vrubel, Yu. A., & Kapsky, D. V. (2013) *Dangers in Road Traffic*. Moscow, Novoye Znanie. 244 p. (in Russian).

Поступила 20.10.14

СИНТЕЗ СИСТЕМЫ ЗАЖИГАНИЯ АВТОМОБИЛЯ, РАБОТАЮЩЕГО НА ОЗОНИРОВАННОМ ТОПЛИВЕ

Докт. техн. наук, проф. **ПИЛИПЕНКО О. М.¹⁾**, инж. **ВАСИЛЬЧЕНКО В. Ю.¹⁾**,
кандидаты техн. наук, доценты **ПОДГОРНЫЙ Н. В.¹⁾**, **ПИЛАТОВ А. Ю.²⁾**

¹⁾Черкасский государственный технологический университет,

²⁾Белорусский национальный технический университет

E-mail: viktoravto@mail.ru

Разработаны математическая модель электронной системы управления углом опережения зажигания в двигателе внутреннего сгорания, работающем на озонированном топливе, и алгоритм управления его системой зажигания. Создана структура динамической системы зажигания с использованием блока управления подачи озона в топливо для повышения экологических и экономических показателей автомобиля, адаптированных к условиям эксплуатации. Применение данной системы позволяет за счет дозирования оптимального количества озона в топливо обеспечить снижение расхода бензина и концентрации продуктов неполного сгорания с точки зрения минимумов в условиях эксплуатации.

Представлена управляемая система зажигания автомобиля как последовательная схема, которая имеет множество дискретных входов, дискретных выходов и дискретных внутренних состояний. Схема устанавливает функциональную зависимость между состояниями входа и выхода. Проведена оценка экологических показателей по массовым выбросам оксида углерода CO углеводородов C_nH_m , оксидов азота NO_x , выполнен анализ результатов исследований.

Предложенная математическая модель электронной системы управления углом опережения зажигания в двигателе внутреннего сгорания, работающем на озонированном топливе, позволяет: использовать математическую модель для определения показателей работы двигателя внутреннего сгорания от изменения угла опережения зажигания; осуществлять исследование влияния изменения параметров угла опережения зажигания на показатели работы автомобиля, в частности оценить его топливную экономичность и токсичность в условиях эксплуатации. Полученные результаты могут быть использованы для дальнейшего исследования озонирования топлива всех типов автомобилей.

Ключевые слова: двигатель внутреннего сгорания, активация топлива, озон, математическая модель.

Ил. 1. Табл. 1. Библиогр.: 10 назв.

SYNTHESIS OF AUTOMOBILE IGNITION SYSTEM USING OZONIZED FUEL

PILIPENKO O. M.¹⁾, VASILCHENKO V. Yu.¹⁾, PODGORNYY N. V.¹⁾, PILATOV A. Yu.²⁾

¹⁾Cherkasy State Technological University,

²⁾Belarusian National Technical University

The paper presents a mathematical model for electronic control system of an ignition advance angle in the internal combustion engine, which is running on ozonized fuel. An algorithm for ignition system control of internal combustion engine using ozonized fuel has been developed in the paper. A structure of the dynamic ignition system while using a control unit for supplying ozone into fuel has been created with a purpose to improve automobile ecological and economical indices adapted to operational conditions. Application of the given system allows to ensure minimum reduction of operational petrol consumption and concentration of incomplete combustion products due to optimum ozone dosage into the fuel.

The paper proposes a controlled automobile ignition system as a sequential scheme which has a great number of discrete inputs and outputs and many discrete internal states. The scheme establishes a functional dependence between input and output states. The paper provides an assessment of ecological indices according to massive emissions of carbon monoxide CO, hydrocarbon C_nH_m and nitric oxide NO_x . The analysis of the investigation results has been carried out in the paper.

The proposed mathematical model for electronic control system of an ignition advance angle in the internal combustion engine running on ozonized fuel makes it possible: to use the mathematical model for determination of the ICE operational indices due to changes in the ignition advance angle; to carry out investigations on the influence of changes in parameters of the ignition advance angle on the automobile operational indices, in particular to estimate its fuel economy and toxicity under operational conditions. The obtained results can be used for further investigations on fuel ozonizing for all types of automobiles.

Keywords: internal combustion engine, fuel activation, ozone, mathematical model.

Fig. 1. Tab. 1. Ref.: 10 titles.

Введение. Сокращение нефтяных ресурсов планеты, ухудшение ее экологии ведут к необходимости создания и использования современных технологий для обеспечения дальней-

шего совершенствования рабочего процесса двигателя внутреннего сгорания (ДВС), в первую очередь процессов смесеобразования и сгорания. Одним из способов дальнейшего

совершенствования процессов смесеобразования и сгорания может быть использование на автомобильном транспорте озона как активатора топлива и топливно-воздушной смеси для повышения числа возбужденных и ионизированных частиц в горючей смеси (активных радикалов). Наличие таких частиц оказывает положительное влияние на интенсивность протекания процессов смесеобразования и сгорания, приводит к улучшению показателей рабочего процесса двигателя автомобиля в условиях эксплуатации [1]. Следующая, не менее важная задача – доработка и переоборудование уже существующих автомобильных систем для работы на озонируемом топливе. При этом электронное управление ДВС таких автомобилей в целом должно обеспечивать выполнение трех задач, а именно: максимальную создаваемую мощность, топливную экономичность и экологичность.

Цель и постановка задачи. Рассмотрим усовершенствование электронной системы зажигания на примере двигателя ЗМЗ-402 автомобиля ГАЗ-3110 «Волга» с учетом возможности непрерывного регулирования и управления процессом подачи озона в топливо непосредственно во время работы автомобиля. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- разработать математическую модель системы зажигания автомобиля, что позволит упростить описание локальных процессов управления зажиганием;
- разработать алгоритм управления системой зажигания ДВС на озонируемом топливе;
- сформировать структуру системы зажигания с использованием блока управления подачей озона в топливо для повышения экологических и экономических показателей автомобиля в условиях эксплуатации.

Материалы и результаты исследования. На сегодняшний день в автомобильном производстве Украины угол опережения зажигания (УОЗ) устанавливается по таблицам и регулируется разомкнутым методом [2, 3]. Такие системы предназначены для адаптации УОЗ в зависимости от состава топливной смеси. Управляющий параметр системы – УОЗ, находящийся в зависимости от выбранного режима и рабочих параметров ДВС автомобиля. Второй

подход – замкнутый метод, используемый лишь при управлении по детонации [4, 5]. Кроме того, УОЗ не используется в качестве управления переходными режимами холостого хода.

В зарубежной автомобильной промышленности [6, 7] вопрос управления ДВС ставится значительно шире. Во-первых, особо важное – это математическое моделирование двигателя в зависимости от влияния УОЗ на его работу. Во-вторых, большинство управляющих процессов разрабатываются на основе замкнутых систем, разрешающих поддерживать заданные управляемые параметры двигателя в определенных границах в процессе эксплуатации ДВС. Кроме этого, в [8] определено, что УОЗ используется в качестве управляющего параметра в нескольких случаях, а именно: определяет оптимальные параметры работы двигателя, служит дополнительной системой по регулированию холостого хода.

В исследовании авторов система зажигания для ДВС на озонируемом топливе – это сложный логико-динамический объект. Поэтому обоснованный выбор параметров создания топливной смеси в соответствии с указанными выше качествами ДВС может быть осуществлен только на основе системного подхода [9, 10]. Например, при исследовании и синтезе системы зажигания с использованием системы управления, функционирующей вместе с системой анализа газодинамики топливной смеси. Рассмотрим управляемую систему зажигания автомобиля как последовательную схему, которая имеет множество дискретных выходов, дискретных входов и дискретных внутренних состояний. Схема устанавливает функциональную зависимость между состояниями входа и выхода.

Уравнения, которые определяют состояние асинхронного управляющего автомата Мура [6] M при $t = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} (t + \varepsilon)$, имеют вид:

$$\begin{aligned} z(t) &= z[y(t), s(t)]; \\ s(t^+) &= s[y(t), s(t)], \end{aligned} \quad (1)$$

где $z(t)$ – состояние выхода; $y(t)$ – то же входа; $s(t)$ – внутреннее состояние конечного автомата M в момент времени t . При этом $z(t)$, $y(t)$, $s(t)$

могут принимать последовательность значений
 $\{z_1, z_2, \dots, z_n\}, \{y_1, y_2, \dots, y_p\}, \{s_1, s_2, \dots, s_m\}$
 соответственно.

Полное состояние $T(t)$ автомата М определяется как $T(t) = [s(t), y(t)]$ и может принимать значения $\{(s_1, y_1), (s_2, y_2), (s_i, y_i)\}$, если $t^+ = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} (t + \varepsilon)$.

Тогда $T(t^+) = T(t)$. Такое согласование разрешит провести выбор параметров системы зажигания с учетом критических режимов функционирования ДВС.

Рассматриваемая динамическая система описывается следующей системой дифференциальных уравнений, где асинхронный конечный регулятор имеет n внутренних состояний:

[illegible]

где x – состояние динамической системы $x = (x_1, \dots, x_n)$; f – возмущение (озон) $f = (f_1, \dots, f_n)$; U – управляющее воздействие, определенное как функция внутреннего состояния конечного автомата, возмущения и изменения состояния динамической системы $U = (U_1, \dots, U_n)$.

Если x, X, U рассматривать как компоненты векторов, то система уравнений (2) может быть представлена в следующем виде:

$$\begin{aligned} \dot{x} &= X(x) + U(s, f, x); \\ x(0) &= x^0; \quad s = (0); \quad f(0) = f^0. \end{aligned} \quad (3)$$

Поскольку конечный автомат управляет динамической системой (системой зажигания),

выходные сигналы автомата должны быть преобразованы в действительные числовые значения, а действительные числовые значения переменных динамической системы – в дискретные значения (рис. 1).

Пусть $\zeta(t)$ – функция переключателя – обусловлена как:

$$\zeta_i(t) = \begin{cases} 1, & \text{если } z(t) = z_i; \\ 0, & \text{если } z(t) \neq z_i; \end{cases}$$

ζ – вектор с компонентами ζ_i ; A – постоянная матрица с элементами, определенными в области действительных чисел.

Тогда получим действительное векторное уравнение

$$U(s, x) = A\zeta. \quad (4)$$

Каждому возможному значению дискретного сигнала входа $y_1, y_2, \dots, y_i, \dots, y_r$ должно соответствовать определенное множество значений переменных состояния x_j .

Пусть X^n – n -мерное декартовое пространство, определенное координатами x_j , и пусть X^n разделено с помощью p -делений на n -мерные подпространства $X_1^n, X_2^n, \dots, X_p^n$ (границная линия между X_i^n - и X_j^n -подпространствами называется линией переключения). Связывая y_i с X_i^n , будем иметь $y(t) = y_i$ тогда и только тогда, когда $x \in X_i^n$, или

$$y(t) = \sum y_i [\mu(X_i^n, x)], \quad (5)$$

где $\mu(X_i^n, x)$ – функция переключателя, определяется как:

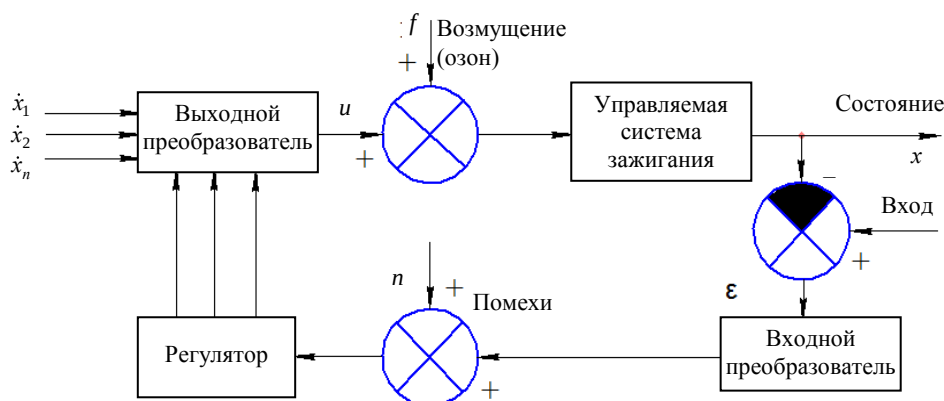


Рис. 1. Управляемая система зажигания автомобиля

$$\mu(X_i^n, x) = \begin{cases} 1, & \text{если } x \in X_i^n; \\ 0, & \text{в других случаях.} \end{cases}$$

Из формулы (5) видно, что вход автомата (регулятора) есть функция переменной состояния объекта управления. Поэтому (5) целиком описывает функцию $U(s, x)$.

Приведенные математические уравнения иллюстрируют закон функционирования системы зажигания с дискретно изменяемыми входными сигналами и квантованием непрерывного управляющего влияния.

Выходной сигнал регулятора есть дискретная выходная последовательность, связанная с дискретной последовательностью входа, и эта зависимость определяется внутренним состоянием автомата (системы зажигания). Таким образом, синтез системы зажигания автомобиля состоит в:

- формировании стратегии управления или закона управления, которое описывает выходной сигнал регулятора как функцию состояния динамической системы;
- формировании стратегии автомата, раскрывающей зависимость «вход – выход»;
- детальном синтезе логической схемы конечного автомата.

Для определения влияния величины УОЗ на показатели работы двигателя ЗМЗ-402 автомобиля ГАЗ-3110 «Волга» при использовании бензина, обработанного разной дозой озона, были выполнены расчеты расхода топлива и экологических показателей. Экологические показатели оценивали по массовым выбросам оксида углерода CO , углеводородов C_nH_m , оксидов азота NO_x . Результаты расчетов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Влияние УОЗ на расход топлива и экологические показатели автомобиля ГАЗ-3110 «Волга» при движении по режимам Европейского городского ездового цикла по ГОСТ 20306–90

Параметр		Доза озона в топливе АИ-92, г/кг _{топл}			
		0	0,2	0,4	0,8
Расход топлива	кг/ч	4,15	4,020	3,840	4,230
Массовые выбросы	CO, %	0,42	0,292	0,251	0,318
	C _n H _m , мг/м ³	1850,00	1215,000	1023,000	1078,000
	NO _x , мг/м ³	200,00	203,000	205,000	209,000

Анализ результатов (табл. 1) показывает, что в случае установления штатного УОЗ при питании двигателя бензином, обработанным дозой озона 0,2–0,4 г/кг_{топл}, улучшаются показатели топливной экономичности по сравнению со стандартным бензином на 3–5 %. Использование бензинов с дозой озона 0,8 г/кг_{топл} ухудшает топливную экономичность автомобиля на 2 %.

В ходе проведенных расчетов установлено, что озон как добавка интенсифицирует сгорание топлива в двигателе, снижая содержание токсичных соединений: углеводорода – в среднем на 40–45 %, оксида углерода – в среднем на 30–40 %. Содержание оксидов азота увеличивается на 2–5 %. Пик снижения концентрации токсичных соединений в двигателе автомобиля приходится на горение бензина с содержанием озона 0,4 г/кг_{топл}.

ВЫВОДЫ

Предложенная математическая модель электронной системы управления углом опережения зажигания в двигателе внутреннего сгорания, работающем на озонированном топливе, позволяет:

- использовать математическую модель для определения показателей работы двигателя внутреннего сгорания от изменения угла опережения зажигания;
- осуществлять исследование влияния изменения параметров угла опережения зажигания на показатели работы автомобиля, в частности оценить его топливную экономичность и токсичность в условиях эксплуатации.

Полученные результаты могут быть использованы для дальнейшего исследования озонирования топлива всех типов автомобилей.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Експериментальні дослідження екологічних показників двигуна ГАЗ-3110 з обробкою палива озоном** / В. Ю. Васильченко [и др.] // Вісник Черкаського державного технологічного університету. – 2010. – № 4. – 109–113.
2. **Соснин, Д. А.** Новейшие автомобильные электронные системы / Д. А. Соснин, В. Ф. Яковлев. – М.: СОЛОН-Пресс, 2005. – 240 с.
3. **Синельников, А. Х.** Электронные приборы для автомобилей / А. Х. Синельников. – М.: Энергоиздат, 1986. – 239 с.
4. **Моргулев, А. С.** Полупроводниковые системы зажигания / А. С. Моргулев, Е. К. Сонин. – М.: Энергия, 1968. – 64 с.

5. **Росс, Твег.** Системы зажигания легковых автомобилей: практ. пособ. / Твег Росс. – М.: За рулем, 2004. – 96 с.

6. **Авербух, И. И.** Стабилизированная электронная система зажигания / И. И. Авербух // Радио. – 1997. – № 1. – С. 26–27.

7. **Guzzella, L.** Introduction to Modeling and Control of Internal Combustion Engine Systems / L. Guzzella, C. H. Onder // Springer Berlin Heidelberg. – 2010. – 354 p.

8. **Cook, J. A.** Engine Control / J. A. Cook, J. W. Grizzle, J. Sun // The Control Handbook / William S. Levine, Ed. – CRC Press, 1996. – P. 1261–1274.

9. **Тимченко, А. А.** Основы системного підходу та системного аналізу об'єктів нової техніки / А. А. Тимченко. – К.: Либідь, 2004. – 288 с.

10. **Тимченко, А. А.** Дослідження структур та моделювання процесів управління багаторежимним об'єктом автономного функціонування / А. А. Тимченко, М. В. Підгорний, В. В. Войко // Збірник наук. праць Міжнар. наук.-практ. конф. «Сучасні інформаційні та інноваційні технології на транспорті MINTT-2010». – Херсон, 2010. – С. 218–220.

REFERENCES

1. **Vasil'chenko, V. Iu.,** Gromiko, A. V., Pilipenko, O. M., & Stoliarenko, G. S. (2010) Experimental Investigations on ГАЗ-3110 Engine Indices with Adding Ozone Into Fuel. *Visnik Cherkas'kogo Derzhavnogo Tekhnologichnogo Universitetu* [Proceedings of Cherkasy State Technological University], 4, 109–113 (in Russian).

2. **Sosnin, D. A., & Yakovlev, V. F.** (2005) *State-of-the-Art Automobile Electronic Systems*. Moscow, SOLON-Press. 240 p. (in Russian).

3. **Sinel'nikov, A. Kh.** (1986) *Electronic Devices for Automobiles*. Moscow, Energoizdat. 239 p. (in Russian).

4. **Morgulev, A. S., & Sonin, E. K.** (1968) *Semiconductor Ignition System*. Moscow, Energia. 64 p. (in Russian).

5. **Ross, Tveg.** (2004) *Vehicle Ignition Systems*. Moscow, Publishing House Za Rulom. 96 p. (in Russian).

6. **Averbukh, I. I.** (1997) Stabilized Electronic Ignition System. *Radio* [Radio], 1, 26–27 (in Russian).

7. **Guzzella, L., & Onder, C. H.** (2010) *Introduction to Modeling and Control of Internal Combustion Engine Systems*. Springer Berlin Heidelberg. 354 p. Doi: 10.1007/978-3-642-10775-7.

8. **Cook, J. A., Grizzle, J. W., & Sun, J.** (1996) Engine Control. *The Control Handbook*. William S. Levine, Ed. CRC Press, 1261–1274.

9. **Timchenko, A. A.** (2004) *Basic Principles on Systematic Approach to Systematic Analysis of New Technology Objects*. Kiev, Libid'. 288 p. (in Ukrainian).

10. **Timchenko, A. A.,** Podgorny, M. V., & Voyko, V. V. (2010) Investigation of Structures and Simulation of Processes for Control of Multimode Independently Operational Object. *Zbirnik Nauk. Prats' Mizhnar. Nauk.-Prakt. Konf. "Suchasni Informatsiini ta Innovatsiini Tekhnologii na Transporti MINTT-2010"* [Collection of Scientific Papers of International Scientific and Practical Conference "Modern Information and Innovative Technologies in Transport MINTT-2010"]. Kherson, 218–220 (in Ukrainian).

Поступила 30.05.2013

УДК 53.088.3

НОВЫЕ СПОСОБЫ ОБРАБОТКИ РЕЗУЛЬТАТОВ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

**Аспиранты МОХАММЕД САЛЕМ А. А.¹⁾, МЕЛЬНИКОВА Г. Б.²⁾,
канд. физ.-мат. наук МАХАНЁК А. А.²⁾,
акад. НАН Беларуси, докт. техн. наук, проф. ЧИЖИК С. А.²⁾**

¹⁾Белорусский национальный технический университет,

²⁾Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси

E-mail: salimalkobati11@mail.ru

Точность определения модуля упругости методом атомно-силовой микроскопии в значительной степени зависит от качества обработки экспериментальных данных, получаемых при наноиндентировании. В условиях вибрационных помех многократно повторенная калибровка может давать заниженное значение калибровочного коэффициента. Подобный артефакт вызван проскальзыванием зонда по более твердой, чем у исследуемого образца, и неоднородной по высоте поверхности кремниевой пластинки. При обработке данных наноиндентирования на малых глубинах внедрения зонда в образец модуль упругости, вычисленный по модели Герца, зависит от величины внедрения. За искомый модуль принимают значение, близкое к асимптотическому, т. е. получаемое при достаточно большой деформации объекта. Такая деформация не всегда возможна в эксперименте, либо достигается при слишком больших (десятки процентов) относительных деформациях, т. е. за пределами допустимой области применения модели Герца.

Целью работы является демонстрация нескольких новых возможностей обработки данных наноиндентирования как на этапе получения или уточнения калибровочного коэффициента атомно-силового микроскопа, так и при анали-

зе кривой внедрения в исследуемый объект. Рассмотрены две методики определения калибровочного коэффициента на основе модели Герца, а также модели Джонсона – Кенделла – Робертса. Предложены новые способы определения модуля упругости методом атомно-силовой микроскопии. Показана возможность калибровки атомно-силового микроскопа по материалу с известными механическими свойствами, обосновывается необходимость и приводится алгоритм коррекции измеренной глубины внедрения зонда с учетом силы адгезии при вычислении модуля упругости в области малых деформаций образца. Предложенные способы определения калибровочного коэффициента и асимптотического значения модуля упругости будут полезны для получения воспроизводимых и более точных результатов атомно-силовой спектроскопии механических свойств.

Ключевые слова: атомно-силовая микроскопия, наноиндентирование, калибровка, модуль упругости, модель Джонсона – Кенделла – Робертса.

Ил.: 2. Табл. 2. Библиогр.: 10 назв.

NEW MECHANISMS FOR NANOINDENTATION DATA PROCESSING USING ATOMIC FORCE MICROSCOPY METHOD

MOHAMMED SALEM A. A.¹⁾, MELNIKOVA G. B.²⁾, MAKHANIUK A. A.²⁾, CHIZHIK S. A.²⁾

¹⁾Belarusian National Technical University,

²⁾A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of NAS of Belarus

Elastic modulus accuracy using atomic force microscopy depends significantly on processing quality of the experimental data obtained during nanoindentation. Multiply repeated calibration can lead to conservative value of the calibration factor. Such artefact is caused by probe slipping on silicon plate surface which is harder than surface of the investigated specimen and which is non-uniform in height. Elastic modulus calculated by the Hertz model depends on penetration value while processing the indentation data at small depth of the probe penetration into the specimen. A value being close to asymptotical one which is obtained at rather large object deformation is taken as a required modulus. Such deformation is not always possible in an experiment, or it is achieved with rather large (tens of percent) relative deformations that is beyond permissible region of the Hertz model application.

The purpose of this paper is to demonstrate several new opportunities for nanoindentation data processing, as at the stage of obtaining or verifying a calibration factor of the atomic force microscope so while analyzing an investigated object penetration curve. The paper considers two methodologies for determination of the calibration factor on the basis of the Hertz and Johnson-Kendall-Roberts models and proposes new mechanisms for determination of elastic modulus while using method of atomic force microscopy. The possibility to calibrate atomic force microscope according to material with known mechanical properties has been shown in the paper. The paper substantiates the necessity and provides an algorithm for correction of the measured probe penetration depth with due account of adhesive forces while calculating the in the region of small specimen deformations. The proposed methods for determination of the calibration factor and asymptotic value of the elastic modulus will be useful for obtaining reproducible and more accurate results of atomic force microscopy for mechanical properties.

Keywords: atomic force microscopy, nanoindentation, calibration, elastic modulus, Jackson-Kendall-Robertson (JKR) model.

Fig. 2. Tab. 2. Ref.: 10 titles.

Введение. Атомно-силовой микроскоп позволяет определять модуль упругости объектов микронного и субмикронного размеров. Вычисление модуля упругости осуществляется по данным статической силовой спектроскопии, получаемым при внедрении наноразмерного зонда в исследуемый объект. При этом обычно используется модель Герца [1, 2], дающая связь между модулем упругости исследуемого образца и измеряемыми параметрами: величиной внедрения зонда в образец и отклонением консоли. Особенностью получаемых результатов по индентированию материалов, более мягких, нежели кремний, является зависимость определяемого модуля упругости от величины внедрения.

Измерениям модуля упругости в статическом режиме методом атомно-силовой микро-

скопии (АСМ) предшествует калибровка прибора. Ее цель – установление масштаба отклонения кантилевера, т. е. получение калибровочного коэффициента для пересчета отклонения консоли, измеряемого в условных единицах, в единицы длины, выраженные в нанометрах. Методика калибровки состоит в индентировании образца, обладающего достаточно большим модулем упругости, и определении коэффициента K , представляющего тангенс угла наклона кривой индентирования к оси перемещения образца. При этом пренебрегают деформацией зонда и образца, т. е. предполагают, что фактическое отклонение консоли тождественно перемещению образца. Калибровка осуществляется обычно по пластинкам кремния. Формула для определения калибровочного коэффици-

ента по двум точкам с номерами n и m имеет вид

$$K = \frac{Z_{defl,n}^* - Z_{defl,m}^*}{Z_{pos,n} - Z_{pos,m}}, \quad (1)$$

где Z_{defl}^* , Z_{pos} – измеренное в условных единицах отклонение консоли и фактическое перемещение рабочей площадки (образца).

В последующем калибровочный коэффициент используется для вычисления фактического отклонения кантилевера $Z_{defl} = Z_{defl}^* / K$.

Целью исследований авторов является демонстрация нескольких новых способов обработки кривых внедрения зонда в поверхность исследуемого объекта, а также уточнение некоторых методических аспектов получения калибровочного коэффициента.

Калибровка атомно-силового микроскопа. Прежде всего отметим, что при вычислении калибровочного коэффициента по формуле (1) нельзя выбирать близкие точки n и m кривой индентирования. Вычисление тангенса локального угла наклона кривой Z_{defl}^* по отношению к оси перемещения образца весьма чувствительно к ошибкам во входных данных, обусловленным вибрационными, акустическими и другими шумами, присутствующими в измеряемом сигнале Z_{defl}^* . В случае сильных помех ошибка в величине калибровочного коэффициента может составлять десятки процентов.

При определении калибровочного коэффициента целесообразно использовать не локальное значение тангенса угла наклона кривой внедрения, а осредненное по линейному участку данной кривой с достаточно большим количеством точек. Главным достоинством такого подхода по сравнению с двухточечной оценкой K по формуле (1) является уменьшение влияния помех во входных данных на величину калибровочного коэффициента. Наш опыт показывает, что определение калибровочного коэффициента таким способом дает меньший разброс значений при анализе множества калибровочных кривых. Из этого множества и выбирается максимальное для данной консоли значение K . Недостатком такого способа является систематическое занижение величины ка-

либровочного коэффициента, связанное с фактической нелинейностью кривой внедрения. Частично исправляет такую ситуацию параболическая аппроксимация кривой внедрения:

$$Z_{defl}^*(Z_{pos}) = a_0 + a_1 Z_{pos} + a_2 Z_{pos}^2; \\ K \approx a_1 + 2a_2 Z_{pos,max}, \quad (2)$$

где $Z_{pos,max}$ – максимальное отклонение консоли.

Нередко, особенно при работе с жесткой консолью в условиях умеренных и сильных вибрационных помех, многократно повторенная калибровка дает заниженное значение калибровочного коэффициента. Подобный артефакт вызван проскальзыванием зонда по более твердой, чем у исследуемого образца, и неоднородной по высоте поверхности кремниевой пластинки. При возникновении подобной ситуации необходимо увеличивать количество калибровок до получения хотя бы нескольких значений калибровочного коэффициента, достаточно близких к максимальному значению из всего множества калибровочных кривых.

Методика определения калибровочного коэффициента на основе модели Герца. Здесь мы предлагаем и рассматриваем несколько альтернативных способов обработки данных по калибровке отклоняющейся системы АСМ. Цель обработки – получение калибровочного коэффициента из решения обратной задачи силовой спектроскопии.

Первый из рассматриваемых способов основан на модели Герца, записанной в виде

$$\frac{Z_{defl}^*}{K} - C \left(Z_{pos} - \frac{Z_{defl}^*}{K} \right)^{3/2} = 0, \quad (3)$$

где $C = 4E^* R^{1/2} / (3k)$; R – радиус закругления наконечника зонда; k – жесткость консоли; $1/E^* = (1 - \nu_1^2)/E_1 + (1 - \nu_2^2)/E_2$ – эффективный модуль упругости; индексы «1» и «2» относятся к материалу зонда и поверхности внедрения; E , ν – модуль упругости и коэффициент Пуассона соответственно.

Дифференцируя (3) по Z_{pos} , можно получить следующее выражение для калибровочного коэффициента K :

$$\frac{1}{K} = \frac{3}{K_0} - \frac{2Z_{pos}}{Z_{defl}^*}, \quad (4)$$

справедливое при любых E_1 , E_2 , v_1 и v_2 , в том числе для случая «кремний – кремний». В (4) $K_0 = dZ_{defl}^*/dZ_{pos}$ – локальное значение угла наклона калибровочной кривой к оси вертикальных перемещений рабочей площадки АСМ, оцениваемого из (1) или аппроксимации кривой внедрения в верхней ее части полиномом невысокой степени, например параболой.

Также калибровочный коэффициент можно определить непосредственно из (3) подгонкой параметров этой модели K и C к измеренной кривой внедрения. Наш опыт показал, что более точные результаты при этом достигаются при введении поправки d_0 в величину внедрения зонда, т. е. на основе несколько усложненной модели:

$$\frac{Z_{defl}^*}{K} - C \left(Z_{pos} - \frac{Z_{defl}^*}{K} + d_0 \right)^{3/2} = 0. \quad (5)$$

Применение перечисленных выше способов определения калибровочного коэффициента иллюстрирует рис. 1.

Трехпараметрическую аппроксимацию калибровочной кривой моделью (5) осуществляли с использованием метода Хука – Дживса [3]. Целевая (минимизируемая) функция имела вид

$$\Phi = \sum_n \left[\frac{Z_{defl,n}^*}{K} - C \left(Z_{pos,n} - \frac{Z_{defl,n}^*}{K} + d_0 \right)^{3/2} \right] = \min. \quad (6)$$

Как видно из рис. 1а, в, кривая внедрения обладает слабой нелинейностью и хорошо описывается параболической зависимостью величины отклонения кантилевера от величины перемещения кремниевой пластинки.

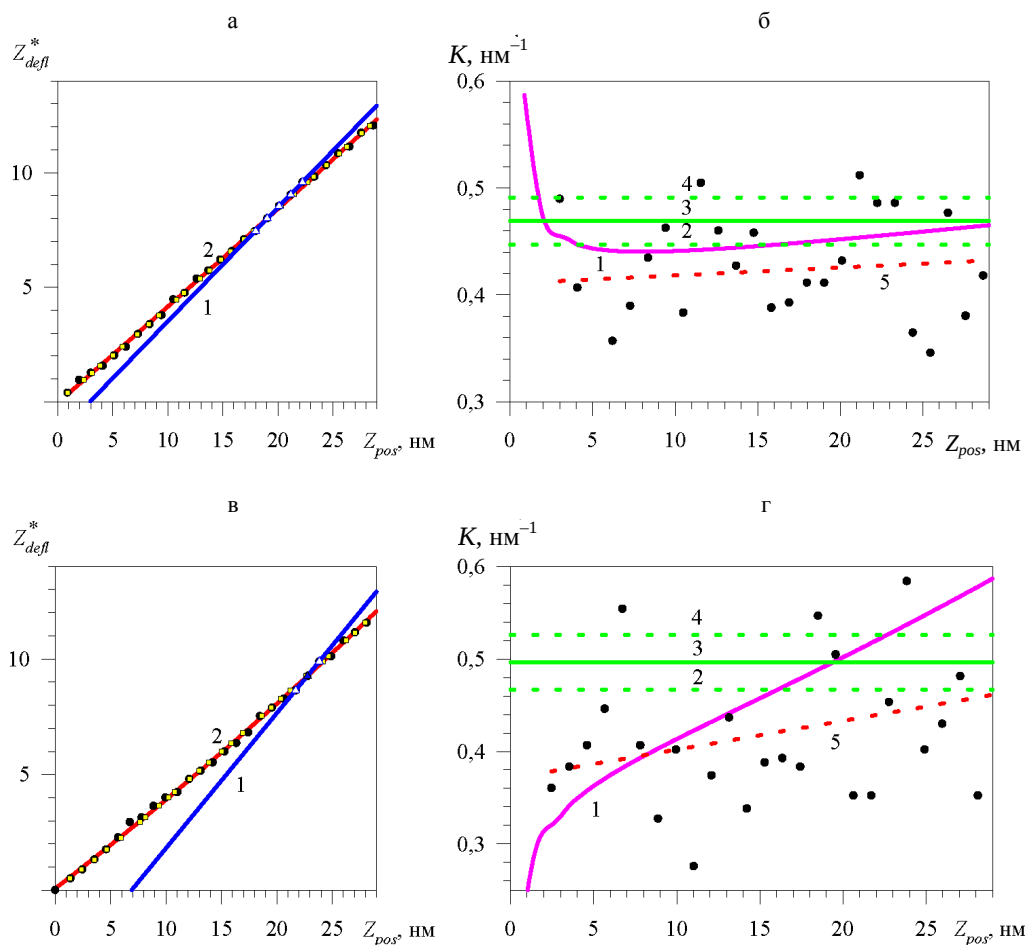


Рис. 1. Калибровочная кривая по кремниевой пластине (а, в) и калибровочный коэффициент (б, г) при $R = 45$ нм (а, б) и $R = 46$ нм (в, г)

Аппроксимирующая кривая (линия 2) проходит вблизи экспериментальных точек. Прямая линия 1 на этих рисунках показывает наклон касательной к калибровочной кривой, вычисленный с использованием двухточечной оценки угла по формуле (1) в точке, где этот угол принимает максимальное значение. Это случай завышения величины калибровочного коэффициента, характерного для ручной обработки калибровочных данных при наличии умеренных или сильных вибрационных помех. Квадратные символы на рис. 1б, г отражают результат аппроксимации экспериментальных данных согласно модели (5) с определением коэффициентов K , C и d_0 . Величина определенного таким образом калибровочного коэффициента K , а также его минимальное и максимальное значения представлены на рис. 1б, г линиями 2–4. Линия 1 на этих рисунках показывает результат, получаемый при вычислении K по формуле (4), а пунктирная линия 5 – линейную аппроксимацию значений K , вычисленных из (1) (сплошные символы).

Можно констатировать, что в некоторых случаях модели (4) и (5) дают близкие результаты для искомого калибровочного коэффициента. Рис. 1г свидетельствует, что результат вычисления K согласно модели (4) явно завышен. Следует также обратить внимание на довольно большой разброс значений калибровочного коэффициента, получаемого с использованием формулы (1), в верхней части кривой внедрения.

Особенностью применения модели Герца при обработке данных наноиндентирования является сильная зависимость вычисляемого модуля упругости от величины внедрения $\delta = Z_{pos} - Z_{defl}$ вблизи точки контакта, т. е. при малых деформациях исследуемого объекта. С увеличением δ модуль упругости уменьшается, стремясь к асимптоте, принимаемой за фактическое значение измеряемого модуля. Из этого следует, что для нахождения параметра K при известном C можно воспользоваться уравнением (3) только при достаточно большом внедрении зонда в образец. При неизвестном K величина деформации в точке ($Z_{defl,n}^*$, $Z_{pos,n}$) также не известна, но должна быть достаточной для получения близкого к асимптоте значения

модуля упругости (при решении прямой задачи определения E по точкам кривой внедрения). Необходимы согласованный выбор жесткости консоли, величины максимальной прикладываемой силы и размеров зонда для получения значения E , близкого к асимптотическому значению, что приводит к необходимости нескольких повторных измерений для разных сочетаний этих параметров.

При обработке результатов вычисления модуля упругости, особенно полученных при небольших глубинах внедрения, когда E сильно зависит от δ , мы предлагаем использовать для сглаживания этих результатов и грубой оценки асимптотического значения модуля упругости E_a следующую Паде-аппроксимацию [4] логарифма модуля упругости:

$$\ln E(\delta) = \frac{\ln(E_0) + C_1 \delta \ln(E_a)}{1 + C_1 \delta}. \quad (7)$$

Аппроксимация (7) удобна для интерполяции вычисленных модулей упругости на заданную глубину внедрения и полезна при сравнении результатов, получаемых в разных экспериментах на заданной (одной и той же) глубине внедрения. Данная аппроксимация далее демонстрируется на примере модулей упругости, вычисленных по модели Герца.

Методика определения калибровочного коэффициента на основе модели Джонсона – Кенделла – Робертса (ДКР). Определить калибровочный коэффициент можно, проведя калибровку по эталонному (и более мягкому, чем кремний) образцу с известными значениями модуля упругости E_e и коэффициента Пуассона ν_e . Причем глубина внедрения не обязательно должна быть большой.

Кажущаяся зависимость вычисляемого по модели Герца модуля упругости от величины внедрения обусловлена, наряду с другими факторами, также влиянием адгезионных сил. Это влияние особенно велико вблизи точки контакта и может распространяться на весь диапазон внедрения зонда в эталонный или исследуемый образец. В рамках модели Герца нулевой силе контакта соответствуют нулевые значения радиуса контакта и глубины внедрения. Фактически из-за сил притяжения нулевая сила контакта достигается в результате взаим-

ной компенсации сил притяжения и отталкивания при выходе зонда из области притяжения, а контактный радиус и величина внедрения в образец в точке контакта не равны нулю. Таким образом, при обработке данных по наноиндентированию с использованием модели Герца допускается систематическая ошибка в величине внедрения зонда в исследуемый образец.

При наличии значительной силы адгезии и недостаточно большой глубине внедрения зонда в образец целесообразна разработка методики определения калибровочного коэффициента с учетом влияния этой силы. Авторы предлагают такую методику с использованием модели ДКР [5] и калибровочных данных по менее жесткому образцу, нежели кремний. Преимущество использования более мягкого эталонного образца состоит в снижении эффекта проскальзывания и более надежной оценке величины калибровочного коэффициента.

Согласно теории ДКР, выражения, связывающие величину внедрения $\delta_{\text{ДКР}}$, радиус контакта a однородного полусферического зонда, плотность поверхностной энергии γ и нагрузку $F_{\text{ДКР}}$ имеют вид [6]:

$$\delta_{\text{ДКР}}(a) = \frac{a^2}{R} - \left(\frac{2\pi a \gamma}{E^*} \right)^{1/2}; \quad (8)$$

$$F(a)_{\text{ДКР}} = \frac{4E^* a^3}{3R} - (8\pi a E^* \gamma)^{1/2}. \quad (9)$$

Минимальное значение силы взаимодействия зонда и поверхности материала F_p можно найти, вычислив минимум функции F . Оно равно

$$F_p = -\frac{3}{2} \pi R \gamma. \quad (10)$$

При некотором ненулевом радиусе контакта a_0 сила $F(a_0) = 0$. Из (8) и (9) следует, что соответствующая этому контактному радиусу величина внедрения $\delta_0 = \left(F_p^2 / (3RE^{*2}) \right)^{1/3}$, а (8) и (9) можно представить в виде:

$$\delta_{\text{ДКР}} = \frac{a^2}{R} - \left(\frac{16}{3} \frac{\delta_0^3 a^2}{R} \right)^{1/4} = \delta + \delta_0; \quad (11)$$

$$F_{\text{ДКР}} = F_{\Gamma} \left[1 - \left(\frac{3\delta_0 R}{a^2} \right)^{3/4} \right]; \quad (12)$$

$$F_{\Gamma} = \frac{4E^* a^3}{3R}. \quad (13)$$

В (11) через δ обозначено измеренное значение величины внедрения. Выражение (13) идентично модели Герца с той лишь разницей, что в него входит радиус контакта, учитывающий силу адгезии. При $\delta \gg \delta_0$ модель ДКР преобразуется в модель Герца.

Алгоритм нахождения калибровочного коэффициента включает два этапа. На первом вычисляется эффективный модуль упругости E^* при некотором начальном приближении искомого калибровочного коэффициента $K^{(0)}$, полученного, например, из калибровки по кремниевой пластине любым из описанных выше способов, или задаваемого произвольно (при сильном занижении калибровочного коэффициента могут вычисляться отрицательные деформации). На втором этапе находится и минимизируется невязка между вычисленным эффективным модулем упругости и его заданным (эталонным) значением путем соответствующего уточнения калибровочного коэффициента любым минимаксным способом. Авторы использовали простейший из них: метод деления отрезка пополам [3]. Для нахождения модуля упругости на первом этапе (или при решении системы уравнений (8), (9) при обработке кривых индентирования для вычисления модуля упругости по модели ДКР) методом Хука – Дживса [3] решали следующую оптимизационную задачу:

$$\Phi(E^*) = \sum_n \left| F_n - F_{\text{ДКР}}(\delta_n, E^*) \right| = \min, \quad (14)$$

где F_n – измеренное значение силы в точке n ; $F_{\text{ДКР}}(\delta_n, E^*)$ – значение силы, вычисленное согласно теории ДКР при заданном E^* и измеренном внедрении δ_n .

Для вычисления контактного радиуса a_n из (11) использовали следующую итерационную схему:

$$x_n^{(m)} = \delta_n + \delta_0 + \left(16 \delta_0^3 x_n^{(m-1)} \right)^{1/4}, \quad (15)$$

в которой $x_n = a^2/R$; m – номер итерации; $x_n^{(0)} = \delta_n$.

Применение данной методики для определения калибровочного коэффициента по кривой внедрения в материал с известными механическими свойствами (поликарбонат с $E_e = 3,1$ ГПа, $\nu_e = 0,37$ [7–9]) иллюстрирует рис. 2. Исходные данные получены в разных сериях экспериментов. Этим же сериям соответствуют рис. 1а–г, отражающие результаты калибровки по кремнию. Всего выполняли измерение 20 кривых внедрения. Производили отбор лишь тех из них, которым при первичной обработке с использованием калибровочного коэффициента, полученного на кремниевой пластине из параболической аппроксимации (2) калибровочных кривых, соответствовали наибольшие значения модуля упругости по модели Герца. Кривую, для которой вычисляли максимальный модуль упругости, использовали при определении калибровочного коэффициента. То есть, как и в случае калибровки по кремнию, производили отбор данных, соответствующих максимальной жесткости. При этом в большинстве

случаев наблюдали сильное проскальзывание зонда. Только для одной кривой внедрения в эксперименте с радиусом зонда $R = 45$ нм было обнаружено высокое значение модуля упругости. В случае с данными, полученными при $R = 46$ нм, таких кривых было четыре (рис. 2).

По моделям Герца и ДКР вычисляли локальные значения модуля упругости. Поправка δ_0 при этом была единой для всех точек и вычислялась с учетом величины измеренной силы адгезии F_p . Таким образом, во всех случаях находили как общую для всех измеренных точек величину модуля упругости (константа, не зависящая от величины внедрения и входящая в модель ДКР), так и локальное (в каждой точке) значение модуля упругости, соответствующее значению измеренной силы и глубины внедрения в этой точке. То есть здесь наряду с определением калибровочного коэффициента для всех кривых осуществляли и определение модуля упругости при заданном калибровочном коэффициенте.

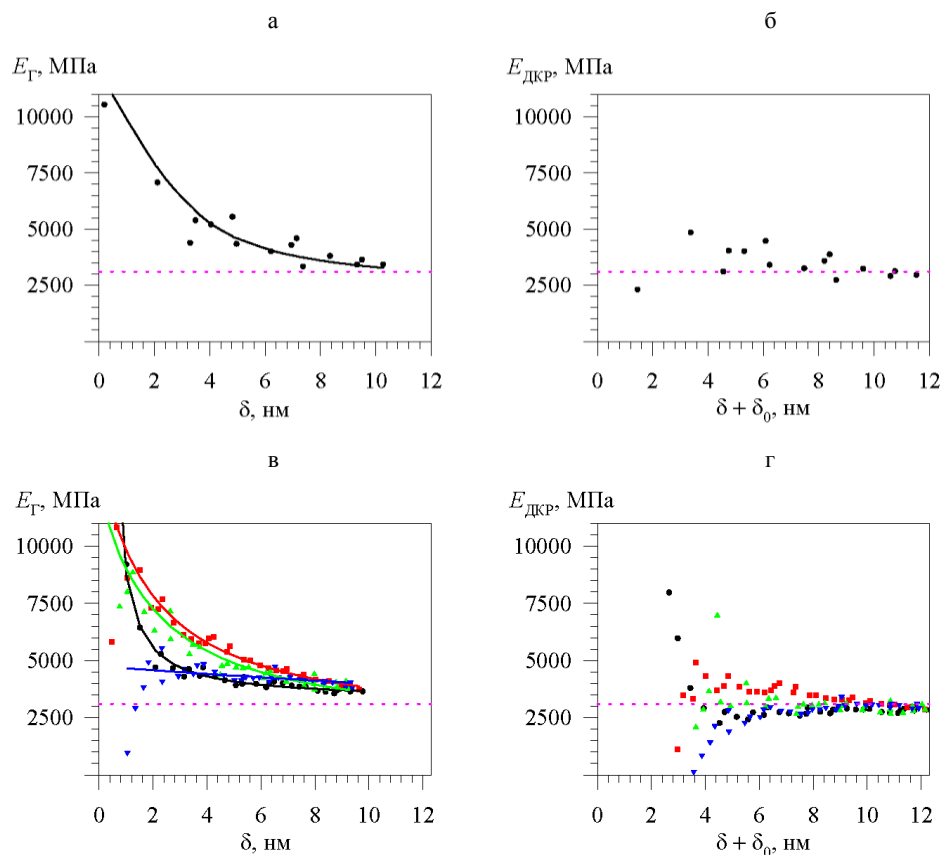


Рис. 2. Модуль упругости по модели Герца (а, в) и модели ДКР (б, г) при определении калибровочного коэффициента по заданному модулю упругости эталонного материала (поликарбоната) (пунктирная линия): $R = 45$ нм (а, б); $R = 46$ нм (в, г)

Таблица 2

**Результаты определения модуля
упругости поликарбоната**

Параметр	Радиус зонда, нм				
	45	46			
$E_{\text{Герц}}$ при δ_{max} , МПа	3388	3645	3733	3834	3824
$E_{\text{ДКР}}$, МПа	3108	2826	3130	2911	3035
$E_{\text{ДКР}}$ при δ_{max} , МПа	2956	2845	2855	2850	2922
δ_0 , нм	1,32	2,43	2,66	2,93	2,60
F_p , нН	-60	-147	-169	-194	-167

Сплошные линии на рис. 2а, в получены в результате Паде-аппроксимации (7) вычисленных модулей упругости и позволяют оценить значения модуля на заданной глубине внедрения. Рис. 2б показывает, что расчет локальных модулей упругости при найденном калибровочном коэффициенте дает близкие значения на скорректированных глубинах внедрения 10–11 нм. Эти значения оказываются близкими к заданной (эталонной) величине E_e (пунктир) (отклонение менее 4,8 %). Вычисленный по модели Герца на максимальной глубине внедрения модуль упругости отличается от заданного на 9,0 %. Рис. 2в демонстрирует значительное отличие модулей упругости, вычисленных на максимальной глубине внедрения, от известного значения E_e (максимальное отличие составило 23,7 %). Модель ДКР на наибольшей глубине внедрения показала максимальное отклонение локального значения модуля упругости от E_e на 8,9 %.

Результаты оценок калибровочного коэффициента в двух сериях экспериментов рассмотренными способами представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Результаты калибровки по кремнию (Si)
и поликарбонату (ПК) с использованием
предлагаемых способов вычисления K**

Параметр и модель	Радиус зонда, нм		Материал
	45	46	
K_{max} по формуле (1)	0,512	0,584	Si
K при δ_{max} по модели (2)	0,438	0,465	Si
K при δ_{max} по модели (4)	0,466	0,599	Si
K из модели (5)	0,469	0,496	Si
d_0 из модели (5), нм	-0,21	-0,32	Si
C из модели (5), нм ^{-1/2}	0,381	0,616	Si
K по модели (10)–(14)	0,502	0,507	ПК

Можно констатировать близость калибровочных коэффициентов, полученных при калибровке в разных экспериментах по пластине из поликарбоната. Близкие к этим значениям величины K также получены при вычислениях по формулам (1) и (5) при калибровке по кремниевой пластине в экспериментах с радиусами наконечников зонда 45 и 46 нм.

С использованием калибровочного коэффициента $K = 0,507$, определенного по пластине из поликарбоната, проведена обработка кривых внедрения зондов с $R = 45$ нм и $R = 46$ нм. Результаты представлены в табл. 2 и на рис. 2.

Выделенные в табл. 2 жирным шрифтом значения были получены при вычислении калибровочного коэффициента по заданному эталонному значению модуля упругости $E_e = 3100$ МПа. Отличия от E_e обусловлены ограничением точности расчета K до 0,001.

Рассмотренные способы определения калибровочного коэффициента по данным внедрения зонда в пластину из кремния и поликарбоната имеют свои специфические недостатки. Результат двухточечной оценки коэффициента K по формуле (1) весьма чувствителен к вибрационным помехам во входных данных. При отборе из серии калибровок максимального значения K мы фактически «ловим» максимальную флуктуацию отклонения консоли в верхней части калибровочной кривой. Способ, основанный на линейной или параболической аппроксимации кривой внедрения, позволяет существенно уменьшить влияние помех, но дает заниженное на несколько процентов (при параболической аппроксимации) значение калибровочного коэффициента. Оценка K из модели (4) весьма чувствительна к длиннопериодическим помехам во входных данных и в некоторых случаях дает такое же сильное завышение калибровочного коэффициента, как и двухточечная оценка. Способом, основанным на модели (6), получаются значения K выше, чем следует из параболической аппроксимации калибровочной кривой, и ниже, чем по формуле (1). Самой перспективной методикой определения калибровочного коэффициента из всех рассмотренных выше является методика, основанная на теории ДКР и обработке кривой внедрения зонда в более мягкий, чем кремний, материал с известным модулем упругости и коэффициентом Пуассона. Однако этот способ и наиболее сложен в реализации.

Возможны усовершенствования предложенных способов определения калибровочного ко-

эффицента, например применение метода регуляризации Тихонова [10] при вычислении производной K_0 в (4), учет в (4) адгезионных сил и поправки в величину деформации, совместное рассмотрение нескольких кривых внедрения во всех предложенных способах.

ВЫВОДЫ

1. Успешное применение атомно-силового микроскопа для определения механических свойств образцов микронного и субмикронного размеров методом наноиндентирования связано не только с проведением качественных измерений кривых внедрения зонда в исследуемый образец, но и с качественной обработкой получаемых данных. Предложенные способы определения калибровочного коэффициента и асимптотического значения модуля упругости могут оказаться полезными для получения воспроизводимых и более надежных результатов атомно-силовой спектроскопии механических свойств.

2. Показана возможность калибровки атомно-силового микроскопа по материалу с известным модулем упругости, а также необходимость коррекции измеренных величин внедрения с учетом силы адгезии образца к зонду при обработке данных наноиндентирования с использованием модели Джонсона – Кенделла – Робертса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошенко, С. П. Теория упругости / С. П. Тимошенко; пер. с англ. Н. А. Шошина. – 2-е изд. – Л.: ОНТИ, 1937. – 451 с.
2. Negrea, A. The Elastic Contact of a Sphere with an Elastic Half-Space, a Comparison between Analytical and Finite Elements Solutions / A. Negrea, M. V. Predoi // UPB Scientific Bulletin, Series A: Applied Mathematics and Physics. – 2012. – Vol. 74, Iss. 4. – P. 69–78.
3. Банди, Б. Методы оптимизации. Вводный курс / Б. Банди; пер. с англ. – М.: Радио и связь, 1988. – 128 с.
4. Бейкер, Дж. Аппроксимации Паде / Дж. Бейкер, П. Грейвс-Моррис; пер. с англ. под ред. А. А. Гончара. – М.: Мир, 1986. – 502 с.
5. Johnson, K. L. Surface Energy and the Contact of Elastic Solids / K. L. Johnson, K. Kendall, A. D. Roberts // The Royal Society. – 1971. – Vol. 324. – P. 301–313.

6. Barthel, E. Adhesive Elastic Contacts – JKR and More / E. Barthel // Journal of Physics D: Applied Physics – 2008. – Vol. 41, No 16. – P. 1–40.

7. Hay, J. Rapid Characterization of Elastic Modulus and Hardness Via Express Test [Electronic Resource] / J. Hay. – Mode of Access: <http://cp.literature.agilent.com/litweb/pdf/5991-0123EN.pdf>.

8. “MAKROLON(R) GP (Polycarbonate)”, Plastics International [Electronic resource]. – Mode of accesse: <http://plasticsintl.com/datasheets/Polycarbonate.pdf>. – Date of access: 16.02.2012.

9. Physical Aging of Polycarbonate: Elastic Modulus, Hardness, Creep, Endothermic Peak, Molecular Weight Distribution and Infrared Data // V. A. Soloukhin [et al.] // Macromolecules. – 2003. – Vol. 36, No 20. – P. 7585–7597.

10. Тихонов, А. Н. Методы решения некорректных задач / А. Н. Тихонов, В. Я. Арсенин. – М.: Наука, 1979. – 286 с.

REFERENCES

1. Timoshenko, S. P. (1937) *Theory of Elasticity*. 2nd Edition. – Leningrad, ONTI. 451 p. (in Russian).
2. Negrea, A., & Predoi, M. V. (2012) The Elastic Contact of a Sphere with an Elastic Half-Space, a Comparison between Analytical and Finite Elements Solutions. *UPB Scientific Bulletin, Series A: Applied Mathematics and Physics*, 74 (4), 69–78.
3. Bandi, B. (1998) *Optimization Method. Introductory Course*. Moscow, Radio i Sviaz. 128 p. (in Russian).
4. Baker, J., & Grays-Morris, P. (1986) *Padé Approximants*. Moscow, Mir. 502 p. (in Russian).
5. Johnson, K. L., Kendall, K., & Roberts, A. D. (1971) Surface Energy and the Contact of Elastic Solids. *The Royal Society*, 324, 301–313. Doi: 10.1098/rspa.1971.0141 Published 8 September 1971.
6. Barthel, E. (2008) Adhesive Elastic Contacts – JKR and More. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 41 (16), 1–40. Doi: 10.1088/0022-3727/41/16/163001.
7. Hay, J. (2012) *Rapid Characterization of Elastic Modulus and Hardness Via Express Test*. Available at: <http://cp.literature.agilent.com/litweb/pdf/5991-0123EN.pdf>. (Accessed 16 February 2012).
8. “MAKROLON(R) GP (Polycarbonate)”, *Plastics International*. Available at: www.plasticsintl.com/datasheets/Polycarbonate.pdf. (Accessed 16 February 2012).
9. Soloukhin, V. A., Brokken-Zijp, J. C. M., Van As-selen, O. L. J., & De With, G. (2003) Physical Aging of Polycarbonate: Elastic Modulus, Hardness, Creep, Endothermic Peak, Molecular Weight Distribution, and Infrared Data. *Macromolecules*, 36 (20), 7585–7597. Doi: 10.1021/ma0342980
10. Tikhonov, A. N., & Arsenin, V. Ya. (1979) *Methods for Solution of Incorrect Problems*. Moscow, Nauka. 286 p. (in Russian).

Поступила 08.10.2014

СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ВОЛОКНИСТОГО ПОЛУФАБРИКАТА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА УПАКОВКИ

Докт. техн. наук КУЗЬМИЧ В. В.

Белорусский национальный технический университет

E-mail: kuzmichvv@tut.by

В статье представлен новый способ получения волокнистого полуфабриката для производства картона, бумаги и упаковки с использованием углекислого газа и гидразин-гидрата при моносльфитной варке костры. Повышение выхода целевого продукта можно объяснить снижением деструкции углеводов растительного сырья в процессе его варки. Улучшение качества целевого продукта (повышение белизны и выхода) объясняется тем, что при использовании углекислого газа и гидразина в процессе обеспечивается устойчивость полисахаридной цепи к деструкции вследствие наличия концевых звеньев, имеющих структуру метасакhariновых и альдоновых кислот.

На основе проведенных исследований и литературных данных автором разработан новый способ получения волокнистого полуфабриката с использованием CO_2 и гидразина-гидрата. Изобретение относится к способам получения волокнистого полуфабриката и может быть использовано в целлюлозно-бумажной промышленности для изготовления упаковки из бумаги и картона.

Способ осуществляется следующим образом. В автоклав загружается растительное целлюлозосодержащее сырье, затем из емкости в него подают водный раствор моносльфита натрия с содержанием гидразин-гидрата в количестве 4–5 % от массы абсолютно сухого целлюлозосодержащего сырья при жидкостном модуле 1:6–1:8. Закрывают автоклав для работы под давлением, а раствор насыщают углекислым газом под давлением 5–8 % от массы абсолютно сухого растительного сырья (костры льна). Затем поднимают температуру до 180 °C за 2 ч и проводят варку в течение 4 ч. Использование предлагаемого способа для варки костры льна позволяет сократить время протекания процесса моносльфитной варки и улучшить качественные показатели и выход целевого продукта. Кроме того, повышаются белизна и выход целевого продукта.

Ключевые слова: растительное сырье, целевой продукт, моносльфитная варка, белизна, выход, автоклав.

Табл. 1. Библиогр.: 10 назв.

PULP OBTAINING METHOD FOR PACKAGE PRODUCTION

KUZMICH V. V.

Belarusian National Technical University

The paper presents a new method for obtaining pulp which is used for production of cardboard, paper and package while using carbon dioxide and hydrazine hydrate and neutral-sulfite shive cooking. Output increase of the desired product can be explained by reduction in destruction of plant raw material carbohydrates during its cooking process. Quality improvement of the desired product (improvement in bleaching and output) is attributed to the fact that usage of carbon dioxide and hydrazine contributes to provision of polysaccharide chain resistance to destruction due to the presence of end links having structure of metasaccharinic and aldonic acids.

The author has developed a new method for pulp obtaining on the basis of the executed investigations and literature data. CO_2 and hydrazine hydrate have been used for obtaining pulp. Method invention concerns pulp obtaining and it can be used for paper and cardboard package manufacturing in pulp and paper industry.

The method is to be carried in the following way: pulp-containing plant raw material is loaded into an autoclave and then aqua solution of sodium monosulfite containing hydrazine hydrate that constitutes 4–5 % of absolute dry pulp-containing raw material mass with liquid module 1:6–1:8 is supplied into the autoclave. The autoclave is closed for operation under pressure and the solution is carbonated under pressure which constitutes 5–8 % of absolute dry plant raw material (shover). Temperature is subsequently raised up to 180 °C in the space of 2 hours and cooking is carried out in the course of 4 hours. Usage of the proposed method for shover cooking makes it possible to reduce monosulfite cooking process and improve qualitative characteristics and output of the desired product. In addition to above mentioned fact there is a possibility to improve bleaching and final product output.

Keywords: plant raw material, desired/final product, monosulfite cooking, bleaching, output, autoclave.

Tab. 1. Ref.: 10 titles.

Моносльфитный способ относится к нейтральному способу производства целлюлозы из

растительного сырья. При этом в указанном способе основным реагентом является моно-

сульфит натрия Na_2SO_3 , который в водном растворе имеет pH, близкий к нейтральному. Основная реакция, происходящая при моносультитной варке, – сульфирование лигнина в твердой фазе. К основным параметрам моносультитной варки относят конечную температуру, расход химикатов, pH среды и состав варочного раствора [1, 2]. При этом возрастание концентрации и расхода химикатов (сульфита) не ускоряет варку (в отличие от щелочной). Предполагается [1, 2], что сульфонирующим агентом при моносультитной варке является HSO_3^- , так как при $\text{pH} = 7$ сернистая кислота диссоциирует приблизительно в равных количествах с образованием указанных ионов.

В процессе делигнификации растительного сырья при его моносультитной варке существенный фактор, влияющий на процесс делигнификации и качество получаемого целевого продукта (целлюлозы и полуцеллюлозы), – это pH. В процессе варки растительного сырья выделяются в основном уксусная и муравьиная кислоты, которые снижают pH варочного раствора [1]. В связи с этим для нейтрализации образующихся кислот к водному раствору сульфита натрия добавляются едкий натрий, Na_2CO_3 , сульфид натрия и т. п.

Из [1, 3] известно, что природный лигнин, присутствующий в растительном сырье, содержит А-группы, способные сульфироваться в среде, близкой к нейтральной, при pH от 5 до 9. Часть групп, так называемые х-группы, сульфонируются очень быстро, а вторая часть – Z-группы, представляющие собой р-алкоксибензиловые спирты, – сульфонируется труднее, что объясняется наличием заместителя у второго углеродного атома боковой цепи.

На основе проведенных исследований и литературных данных [4–10] разработан новый способ получения волокнистого полуфабриката с использованием CO_2 и гидразина-гидрата. Изобретение относится к способам получения волокнистого полуфабриката и может быть использовано в целлюлозно-бумажной промышленности бумаги и картона для изготовления упаковки. В результате повышаются белизна и выход целевого продукта.

Способ получения волокнистого полуфабриката заключается в варке целлюлозосодержащего сырья в автоклаве (жидкостный мо-

дуль 1:8) при повышенном давлении и температуре 180°C в водном растворе моносультита натрия и гидразина-гидрата, насыщенного углекислым газом. При этом в качестве оборудования для варки используют автоклав.

Процесс осуществляется следующим образом. В автоклав загружается растительное целлюлозосодержащее сырье, затем из емкости в него подают водный раствор моносультита натрия с содержанием гидразина-гидрата в количестве 4–5 % от массы абсолютно сухого целлюлозосодержащего сырья при жидкостном модуле 1:6–1:8, закрывают автоклав для работы под давлением, а раствор насыщают углекислым газом под давлением в количестве 5–8 % от массы абсолютно сухого растительного сырья (костры льна). Затем поднимают температуру до 180°C за 2 ч и проводят варку в течение 4 ч. Эти результаты представлены в табл. 1, где для сравнения приведены показатели целлюлозы, полученной по известному способу.

Из результатов, представленных в табл. 1, следует, что по сравнению с известным предлагаемый способ позволяет повышать выход целевого продукта и его белизну. В результате повышается выход целлюлозы с 51,9 до 56,1 %, а белизна – с 54,0 белого до 72,0 %. Увеличение степени белизны позволит значительно сократить расход химикатов, необходимых для отбелки полученного волокнистого полуфабриката, что уменьшит потребление воды.

Повышение выхода целевого продукта объясняется торможением деструкции углеводного комплекса растительного сырья. Улучшение качества целевого продукта (повышение белизны и выхода) также объясняется тем, что при использовании углекислого газа и гидразина в процессе обеспечивается устойчивость полисахаридной цепи к деструкции вследствие наличия концевых звеньев, имеющих структуру метасахаридных и альдоновых кислот.

Полученные результаты моносультитных варок различного целлюлозосодержащего сырья показывают, что время варки костры льна возрастает при снижении температуры. Это является характерным для всех моносультитных варок растительного сырья, однако использование предлагаемого способа для моносультитной варки костры льна позволяет сократить процесс до 4 ч.

Таблица 1

Результаты варок по предлагаемому способу

№ варки	Введено, %			Температура варки, °С	Время варки, ч	Гидро-модуль	Выход целлюлозы, %	Белизна целлюлозы, % белого	Выход целлюлозы после отбелки, %
	гидразина	моносulfита натрия	углекислого газа						
1	3	22	4	180	4	1:8	52,3	66	91,8
2	4	26	5	180	4	1:8	54,7	71	–
3	4,5	22	6	180	4	1:8	55,0	70	97,2
4	5	22	7	180	4	1:8	56,1	72	–
5	5	22	6	180	4	1:8	54,0	67	98,0
6	4	22	8	180	4	1:8	53,0	69	–
7	5	26	8	180	4	1:8	53,2	64	–
8	6	22	9	180	4	1:8	52,3	65	95,5
9	–	26	2	180	5	1:6	51,0	54	91,4
10	–	26	2,5	180	5	1:6	51,9	51	–
11	–	26	3,0	180	5	1:6	51,2	53	92,2

ВЫВОД

Сравнение результатов моносulfитных варок различного растительного сырья показывает, что разработанный способ получения волокнистых полуфабрикатов из коры льна позволяет улучшать качественные показатели целевого продукта с повышением его выхода и белизны и значительно сократить время указанного процесса [3, 5]. При этом улучшение качества полученного целевого продукта объясняется повышением устойчивости полисахаридной цепи к гидролизу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Громов, В. С. К вопросу о влиянии органических кислот и pH среды при моносulfитной варке целлюлозы / В. С. Громов // Труды института лесохозяйственных проблем и химии древесины – Рига: Изд-во АН Латв. ССР, 1961. – Вып. 21. – С. 61–68.
2. Непенин, Ю. Н. Производство сульфатной целлюлозы. Технология целлюлозы / Ю. Н. Непенин. – М.: Лесн. пром., 1963. – Т. 2. – 936 с.
3. Непенин, Ю. Н. Производство сульфатной целлюлозы. Технология целлюлозы / Ю. Н. Непенин. – М.: Лесн. пром., 1990. – Т. 2. – 599 с.
4. Непенин, Н. Н. Очистка, сушка и отбелка целлюлозы, прочие способы производства целлюлозы / Н. Н. Непенин, Ю. Н. Непенин. – М.: Экология, 1994. – Т. 3. – 592 с.
5. Способ получения целлюлозы: пат. 16261, Респ. Беларусь, МКИ D 21 C3/02 / И. И. Карпунин, В. В. Кузьмич, Т. Ф. Балабанова. – № а 20101727; заявл. 12.01.2010; опубл. 30.08.2012.
6. Непенин, Ю. Н. Варка целлюлозы с различными органическими растворителями / Ю. Н. Непенин, Л. О. Мяслицина, В. А. Жалина // Целлюлоза, бумага и картон: обзор. информ. – М., 1984. – Вып. 8. – 49 с.

7. Карпунин, И. И. Отходы предприятий переработки льна – сырье для получения волокнистых полуфабрикатов, пригодных для получения бумаги и картона / И. И. Карпунин // Тезисы докл. Всесоюз. науч.-техн. совещания «Об опыте и проблемах производства бумаги и картона из полуфабрикатов высокого выхода». – Л., 1990. – С. 66–72.

8. Карпунин, И. И. Научно-технические основы ресурсосберегающих экологически состоятельных технологий переработки растительного целлюлозосодержащего сырья: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.21.03 / И. И. Карпунин. – Минск, 2004. – 42 с.

9. Сарканен, К. В. Лигнины (структура, свойства и реакции) / К. В. Сарканен, К. Х. Людвиг; пер. с англ. А. В. Оболенской. – М.: Лесная пром-сть, 1975. – 632 с.

10. Карпунин, И. И. Отходы переработки льна – ценное сырье для бумаги и картона / И. И. Карпунин // Целлюлоза, бумага, картон. – 2007. – № 7. – С. 40–43.

REFERENCES

1. Gromov, V. S. (1961) On the Problem of Organic Acid and pH-Medium Influence During Monosulfite Pulp Cooking. Problems in Chemistry and Wood Technology. *Trudy Instituta Lesokhoziaistvennykh Problem i Khimii Drevesiny* [Proceedings of Institute of Forestry Problems and Wood Chemistry]. Riga, Publishing House of Academy of Sciences of Latvian Soviet Socialist Republic, Issue 21, 61–68 (in Russian).
2. Nepenin, Yu. N. (1963) *Production of Sulphate Pulp. Pulp Technology. Vol. 2.* Moscow, Lesnaya Promyshlennost. 936 p. (in Russian).
3. Nepenin, Yu. N. (1990) *Production of Sulphate Pulp. Pulp Technology. Vol. 2.* Moscow, Lesnaya Promyshlennost. 599 p. (in Russian).
4. Nepenin, N. N., & Nepenin, Yu. N. (1994) *Pulp Purification, Dry and Bleaching, Other Methods for Pulp Production. Vol. 3.* Moscow, Ekologia. 592 p. (in Russian).
5. Karpunin, I. I., Kuzmich, V. V., & Balabanova, T. F. (2012) *Sposob Polucheniia Tseliulozy* [Method for Pulp Production]; Patent Republic of Belarus No 16261 (in Russian).
6. Nepenin, Yu. N., Mialitsina, L. O., & Zhalina, V. A. (1984) Cooking of Pulp with Various Organic Dissolvents. *Tseliuloza, buma*

liuloza, Bumaga i Karton: Obzorn. Inform. [Pulp, Paper and Paperboard: Panoramic. Inform], Iss. 8. 49 p. (in Russian).

7. **Karpunin, I. I.** (1990) Enterprise Flax Processing Wastes – Raw Material for Obtaining Pulp Which Can be Used for Production of Paper and Cardboard. *Tezisy Dokl. Vsesoiuz. Nauchno-Tekhn. Soveshchaniia "Ob Opyte i Problemakh Proizvodstva Bumagi i Kartona iz Polufabrikatov Vysokogo Vykroda"* [Scientific Conference Abstracts of All-Union Scientific and Technical Meeting "On Experience and Problems in Production of Paper and Cardboard from High Output Finished Products"]. Leningrad, 66–72 (in Russian).

8. **Karpunin, I. I.** (2004) *Nauchno-Tekhnicheskie Osnovy Resursosberegaiushchikh Ekologicheskikh Sostoiatel'nykh Tekhnologii Pererabotki Rastitel'nogo Tseliulozosoderzhashchego*

Syr'ia: Avtoref. dis. d-ra tekhn. nauk [Scientific and Technical Principles of Resource Saving and Ecologically Consistent Technologies for Processing of Plant Pulp-Containing Raw Material: Author's Abstract of Doctoral Dissertation]. Minsk. 42 p. (in Russian).

9. **Sarkanen, K. V., & Ludwig, K. H.** (1975) *Lignin (Structure, Properties and Reactions)*. Moscow, Lesnaya Promyshlennost. 632 p. (in Russian).

10. **Karpunin, I. I.** (2007). Flax Processing Wastes – Valuable Raw Material for Paper and Cardboard. *Tselluloza, Bumaga, Karton* [Pulp, Paper, Cardboard], 7, 40–43 (in Russian).

Поступила 17.09.2013

УДК 621.825.6

РАСЧЕТ КОНТАКТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СОПРЯЖЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ В СФЕРОГЛОБОИДНОМ СУХАРНОМ СИНХРОННОМ КАРДАННОМ ШАРНИРЕ

САНЬОЦКИЙ А. М.

Тернопольский национальный педагогический университет имени Владимира Гнатюка (Украина)

E-mail: san.andry@gmail.com

Проведен расчет контактных напряжений между сопряженными поверхностями в сфероглобoidном сухарном синхронном карданном шарнире из условия баланса мощностей при постоянном моменте сопротивления на выходном валу. Вычислены необходимый крутящий момент на входном валу при постоянной угловой скорости с использованием теории контактных деформаций Герца и максимальное давление в контакте через вращающий момент, определяющий прочность карданного шарнира, долговечность его работы, износ в сопряженной паре трения. Исследована передаваемая зависимость максимального момента при изменении качества материала и для различных типоразмеров карданного шарнира. Графически изображены зависимости расчетной величины максимального момента от прочности материала в логарифмической системе координат. Выведена формула величины максимального давления в контакте, определяющая прочность шарнирного механизма, долговечность его работы, износ в сопряженной паре трения.

С целью анализа оптимальных конструктивных параметров сфероглобoidного сухарного синхронного карданного шарнира определено влияние геометрического соотношения радиуса сферического кулачка и радиуса глобoidной поверхности контакта шарнира. Установлено, что с увеличением радиуса кулачка допустимый крутящий момент в шарнирном механизме растет в квадратичной зависимости, а с увеличением радиуса оси глобoidной поверхности сухаря, на которой установлены сферические кулачки, – пропорционально повышает крутящий момент. Также в кубической зависимости увеличивается максимально допустимое его значение при использовании качественного материала с термически обработанной поверхностью и применением смазочных материалов, допускающего значительные (до $[\sigma] = 1000$ МПа) контактные нагрузки. Увеличение в два раза типоразмера сфероглобoidного сухарного синхронного карданного шарнира повышает допустимый передаваемый момент в восемь раз.

Ключевые слова: контактные напряжения, баланс мощностей, крутящий момент, удельные контактные усилия, типоразмер.

Ил. 3. Табл. 1. Библиогр.: 10 назв.

CALCULATION OF CONTACT TENSIONS IN CONJUGATE SURFACES IN SPHERE GLOBOIDAL RUSK SYNCHRONOUS CARDAN HINGE

SANIOTSKY A. M.

Ternopil National Pedagogical University named after Volodymyr Hnatiuk (Ukraine)

The paper presents a calculation of contact tensions between conjugate surfaces in sphere globoid rusk synchronous cardan hinge on the condition that there is power balance at the constant torque on the output shaft. The required torque effect on the intake shaft at the constant angular velocity has been calculated with the help of the Hertz's theory of contact deformations. The maximum contact pressure has been ascertained through the torque which determines strength of the cardan

hinge, its durability, wear rate in the conjugate friction pair. The paper investigates transmission dependence of the maximum torque while changing material quality and according to various typical sizes of the cardan hinge. Dependences of the calculated maximum torque value on material strength have been demonstrated graphically in the logarithmic coordinate system. A formula for maximum contact pressure value has been derived and it determines strength of the hinge mechanism, its durability and wear rate in the conjugate friction pair.

The effect of geometrical relationship between a spherical cam radius and a globoidal surface radius of a hinge contact has been determined with the purpose to analyze optimal design parameters of the sphere globoidal rusk synchronous cardan hinge. It has been established that permissible torque in the hinge mechanism grows with a quadratic dependence while increasing a cam radius and the torque is proportionally growing while increasing an axis radius of globoidal rusk surface on which spherical cams are set. The maximum permissible torque value grows with a cubic dependence while using qualitative material with thermally treated surface and application of lubrication materials which tolerates significant (up to $[\sigma] = 1000 \text{ MPa}$) contact loads. Two-fold increase of typical size of the sphere globoidal rusk synchronous cardan hinge leads to an 8-fold increase of the permissible transmitted torque.

Keywords: contact tensions, power balance, torque, specific contact forces, typical size.

Fig. 3. Tab. 1. Ref.: 10 titles.

Введение. Сфероглобoidalный сухарный синхронный карданный шарнир равных угловых скоростей предназначен для использования в трансмиссии транспортных средств для угловой передачи крутящего момента между валами для привода ведущих и одновременно управляемых колес при обеспечении синхронности вращения полуосей с ведущими колесами с постоянной частотой вращения, находящихся в конце силовой передачи трансмиссии [1]. Благодаря наличию трения-скольжения между сопряженными поверхностями контактирующих деталей, находящихся в относительном движении, которое происходит по сферической и глобoidalной поверхностям, такой карданный шарнир при обеспечении большого углового диапазона между ведущим и ведомым валами способен передавать значительный по величине крутящий момент. Это ограничивается удельным контактным усилием сферических кулачков с глобoidalным сухарем [2].

Сфероглобoidalный сухарный синхронный карданный шарнир изображен на рис. 1.

Он содержит ведущую 1 и ведомую 2 вилки, изготовленные вместе соответственно с ведущим 3 и ведомым 4 валами. Ведущая и ведомая вилки соединены соответственно с ведущими 5 и ведомыми 6 кулачками с помощью вспомогательных элементов 7 и 8. Кулачки 5 и 6 имеют контактные сферические поверхности для сопряжения с зазором линейным контактом с глобoidalной поверхностью 9 глобoidalного сухаря 10, которая выполнена в виде закругленной формы. Обеспечиваются угловая передача крутящего момента от ведущей вилки через кулачки 5 и 6 и глобoidalный сухарь на ведомую вилку и синхронность вращения ведущего и ведомого валов с равной угловой скоростью путем трения-скольжения составляющих деталей кар-

данного шарнира с возможностью углового перемещения валов на угол γ относительно глобoidalного сухаря в вертикальной и горизонтальной плоскостях в интервале $\gamma = 0-50^\circ$ [3].

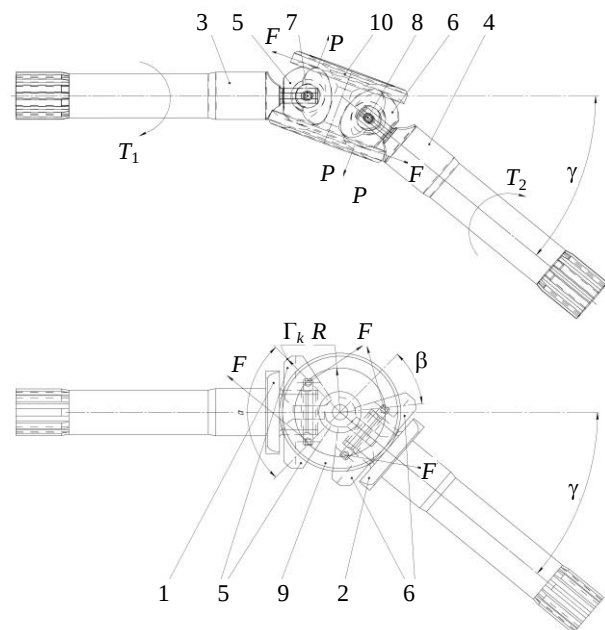


Рис. 1. Схема сил трения, возникающих в месте контакта сопряженных поверхностей сфероглобoidalного сухарного синхронного карданного шарнира, представленного в двух взаимно перпендикулярных плоскостях с разницей по фазе вращения $\omega t = 90^\circ$

Основная часть. Контактные напряжения между сопряженными поверхностями в сфероглобoidalном сухарном синхронном карданном шарнире с наличием трения-скольжения можно рассчитать из условия баланса мощностей, которые передаются шарнирным механизмом. Предположим, что момент сопротивления на выходном валу карданного шарнира является постоянным, так же как и постоянна угловая скорость его вращения. Определим необходи-

мый крутящий момент на входном валу при постоянной угловой скорости.

Вследствие симметрии системы распределение усилий на входное и выходное звенья будет одинаковым и симметричным. На входном валу действует крутящий момент, который обеспечивает вращательное движение карданного шарнира и превышает момент от сил трения ведущих сферических кулачков. Аналогично глобоидный сухарь передает момент для вращения ведомого звена и преодоления момента сил трения ведомых сферических кулачков. Потери энергии на трение происходят в двух звеньях, которые считаем равными вследствие симметрии системы, одинакового качества поверхности и условий смазки [4].

Обозначим крутящий момент в глобоидном сухаре через T , момент ведущего звена T_1 , а момент ведомого звена T_2 . Условия баланса мощностей со стороны ведущего и ведомого звеньев соответственно:

$$\begin{aligned} T_1\omega &= T\omega + W_f; \\ T_2\omega &= T\omega - W_f, \end{aligned} \quad (1)$$

где ω – угловая частота вращения; W_f – мощность сил трения в каждом из звеньев.

Мощность сил трения определим через скорость перемещения по кругу сферических кулачков относительно глобоидного сухаря. Сила трения сферического кулачка по глобоидной поверхности составит

$$F = \mu \frac{T}{2R \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)},$$

где μ – коэффициент трения; T – крутящий момент; R – радиус вращения сферического кулачка вокруг оси глобоидной поверхности сухаря; α – угол между сферическими поверхностями кулачков.

Соответственно для двух кулачков мощность потерь определяется по формуле

$$W_f = 2FR \frac{d\beta}{dt},$$

где β – угловое смещение кулачка относительно его исходного положения.

Для определения угла β воспользуемся формулой для аппроксимации действительной зависимости скорости от угла поворота карданного шарнира в виде

$$\dot{\beta} = \frac{\gamma}{2} \omega \sin(\omega t).$$

При передаче крутящего момента сферический кулачок взаимодействует с глобоидной поверхностью сухаря, при этом возникают значительные усилия в месте контакта. Для их расчета используем теорию контактных деформаций Герца, считая тела в месте контакта идеальной сферой (кулачок) и плоскостью (боковая поверхность глобоидного сухаря).

Удельные контактные усилия рассчитывают по формуле [5, с. 387]

$$p_0 = \frac{3P}{2\pi ab},$$

где P – усилие в контакте; a , b – полуоси эллипса пятна контакта.

В случае контакта сферы с плоскостью пятна контакта превращается в круг радиусом a , откуда

$$p_0 = \frac{3P}{2\pi a^2}.$$

Размер пятна контакта (радиусом a) рассчитывается по формуле [6]

$$a = n_a \sqrt[3]{\frac{3\eta P}{2\Sigma k}},$$

где Σk – сумма кривизны поверхностей контакта; η – коэффициент Ляме, учитывающий механические свойства материала [7],

$$\eta = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2};$$

ν_1 , ν_2 – коэффициент Пуассона для материала сферических кулачков и глобоидного сухаря соответственно; E_1 , E_2 – модуль упругости для соответствующих материалов; n_a – коэффициент, определяемый из табличных данных [8], для кругового пятна контакта $n_a = 1$.

В рассматриваемом случае

$$\Sigma k = \frac{2}{r_k},$$

где r_k – радиус сферического кулачка.

Считая материалы кулачка и сухаря близкими по механическим свойствам $E_1 = E_2 = E$

и $v_1 = v_2 = v$, получим выражение для вычисления радиуса пятна контакта

$$a = \sqrt[3]{\frac{3(1-v^2)}{2E} r_k P}.$$

Отсюда, после соответствующих подстановок и преобразований, определим максимальное давление в контакте $\sigma_{\max}$

$$\sigma_{\max} = p_0 = \sqrt[3]{\frac{3E^2 P}{2\pi^3 r_k^2 (1-v^2)^2}}.$$

Усилие P определяли через крутящий момент T , передающийся в механизме через контактную пару [9]

$$P = \frac{T}{2R}.$$

Окончательно определим максимальное давление через крутящий момент

$$\sigma_{\max} = p_0 = \sqrt[3]{\frac{3E^2 T}{4\pi^3 R r_k^2 (1-v^2)^2}}. \quad (2)$$

Полученная из (2) величина максимального давления определяет прочность карданного шарнира, долговечность его работы, износ в сопряженной паре трения. По формуле (2) можно определить допустимый максимальный крутящий момент на радиусе вращения сферического кулачка вокруг оси сухаря, чтобы обеспечить необходимую прочность и работоспособность карданного шарнира, задав значение допустимого давления $[\sigma]$:

$$T_{\max} < \frac{4\pi^3 [\sigma]^3 R r_k^2 (1-v^2)^2}{3E^2}. \quad (3)$$

Результаты исследования зависимости максимального крутящего момента при изменении качества материала (величины $[\sigma]$) и для различных типоразмеров карданного шарнира предоставлены на рис. 2, 3.

Зависимость расчетной величины максимального момента $T_{\max}$ от прочности материала $[\sigma]$ изображена на рис. 2 в логарифмической системе координат. Приняты следующие числовые значения величин: $R = 50$ мм; $r_k = 10$ мм; материал – сталь: $v = 0,3$; $E = 2 \cdot 10^{11}$ Н/м².

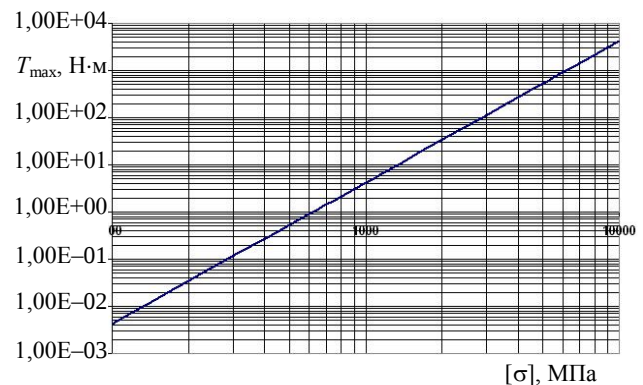


Рис. 2. Зависимость максимального крутящего момента $T_{\max}$ в сфероглобoidном сухарном синхронном карданном шарнире от допустимого давления $[\sigma]$

Расчетная величина допустимого предела прочности материала для построения графика варьируется в пределах $[\sigma] = 100-10000$ Н/м². Реальные значения $[\sigma]$, как правило, не превышают 4000 Н/м² [9].

Проведем исследование величины максимального крутящего момента $T_{\max}$ от отношения радиуса сферического кулачка к оси глобoidной поверхности сухаря r_k/R . Примем для расчетов следующие числовые значения параметров шарнирного механизма [10]: $[\sigma] = 2000$ МПа; $v = 0,3$; $E = 2 \cdot 10^{11}$ Н/м²; $R = 50$ мм. Величину соотношения r_k/R для проведения расчетов принимаем в пределах $r_k/R = 0,05-0,99$. Реально возможные величины этого соотношения находятся в значительно узком диапазоне, что определяется технологией изготовления, сборки и прочностью глобoidного сухаря. Результаты вычислений изображены на графике рис. 3.

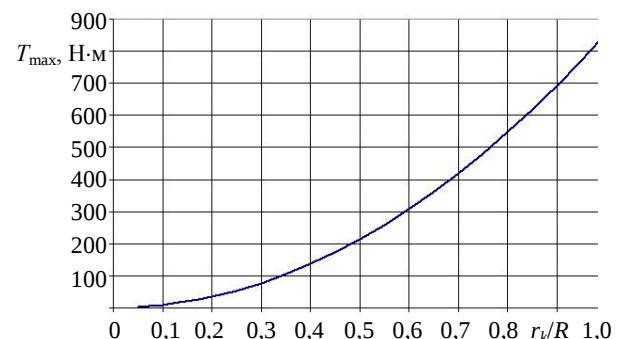


Рис. 3. Зависимость $T_{\max}$ в сфероглобoidном сухарном синхронном карданном шарнире от отношения радиуса кулачка к оси глобoidной поверхности сухаря r_k/R

Исследование расчетных величин сфероглобоидного сухарного синхронного карданного шарнира выполнено для трех типоразмеров – малого, среднего и большого, а материал и допускаемые напряжения приняты одинаковыми.

Результаты исследования представлены в табл. 1, при этом приняты следующие числовые значения величин, характеризующие материал и конструкцию: $[\sigma] = 2000 \text{ МПа}$; $\nu = 0,3$; $E = 2 \cdot 10^{11} \text{ Н/м}^2$; $r_k/R = 0,4$.

Таблица 1

Исследование типоразмера карданного шарнира

Типоразмер	r_k , мм	R , мм	$T_{\max}$, Н/м
Малый	10	25	17,1
Средний	25	62,5	267
Большой	50	125	2140

Как указывают табличные расчетные данные, увеличение типоразмера шарнира вдвое увеличивает допустимый крутящий момент в восемь раз.

ВЫВОД

Значение крутящего момента во время одного оборота карданного шарнира колеблется в определенных пределах в зависимости от угла отклонения между осями валов и коэффициента трения. Для достижения максимального значения крутящего момента в сфероглобоидном сухарном синхронном карданном шарнире целесообразно из конструктивных соображений изготавливать сферические кулачки с диаметром сферы, максимально возможным, так как максимальный момент растет в квадратичной зависимости от его радиуса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Санькоцкий, А. М. Особливості застосування сухарних синхронних карданних шарнірів в приводах трансмісій / А. М. Санькоцкий // VI Всеукраїн. студ. наук.-техн. конф. «Природничі та гуманітарні науки. Актуальні питання». – Тернопіль: ТНТУ ім'я І. Пулюя, 2011. – С. 218.
2. Санькоцкий, А. М. Забезпечення експлуатаційної надійності і довговічності сухарних синхронних карданних шарнірів в приводах трансмісій / А. М. Санькоцкий, М. І. Пилипець // Наук.-техн. конф. ТНТУ ім'я І. Пулюя «Прогресивні матеріали та технології в машинобудуванні, будівництві та транспорті». – Тернопіль: ТНТУ ім'я І. Пулюя, 2011. – С. 41–42.
3. Санькоцкий, А. М. Дослідження сфероглобоїдного сухарного синхронного карданного шарніра / А. М. Санькоцкий, М. І. Пилипець // 11-й Міжнар. симп. українських інженерів-механіків у Львові: тези доповідей. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, 2013. – С. 123–124.
4. Санькоцкий, А. М. Основні методи щодо розрахунку контактних напружень в спряженні сфероглобоїдного

сухарного синхронного карданного шарніра / А. М. Санькоцкий, М. І. Пилипець // Збірник тез доповідей Міжнар. наук.-техн. конф. молодих учених та студентів «Актуальні задачі сучасних технологій». – Тернопіль: ТНТУ ім'я І. Пулюя, 2012. – С. 224–225.

5. Прочность, устойчивость, колебания: справ.: в 3 т. / под. ред. И. А. Биргера, Я. Г. Пановко. – М.: Машиностроение, 1968. – Т. 2. – 463 с.
6. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин: справ. / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорп, Г. Б. Иосилевич. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1993. – 640 с.
7. Когаев, В. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: справ. / В. П. Когаев, Н. А. Махутов. – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.
8. Крагельский, И. В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбаров. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
9. Серенсен, С. В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность: руководство и справ. пособие / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович. – М.: Машиностроение, 1975. – 488 с.
10. Хевиленд, Р. Инженерная надежность и расчет на долговечность / Р. Хевиленд; пер. с англ. Б. А. Чумаченко. – Л.: Энергия, 1966. – 231 с.

REFERENCES

1. Saniotsky, A. M. (2011) Peculiar Features of Rusk Synchronous Cardan Hinge in Transmission Drives. VI Vseukrain. Stud. Nauk.-Tekhn. Konf. "Prirodnichi ta Gumanitarni Nauki. Aktual'ni Pitannia" [VI All-Ukraine Student Scientific and Technical Conference. "Natural and Humanities Sciences. Topical Issues"]. Ternopil: Ternopil National Technical University named after Ivan Puluj [TNTU], 218 (in Ukrainian).
2. Saniotsky, A. M., & Pilipets, M. I. (2011) Provision of Operational Reliability and Durability of Rusk Synchronous Cardan Hinges in Transmission Drives. Nauk.-Tekhn. Konf. TNTU Imia I. Puliuia "Progresivni Materiali ta Tekhnologii v Mashinobuduvanni, Budivnitstvi ta Transporti" [Scientific and Technical Conference of TNTU named after I. Puluj "Advanced Materials and Technologies in Mechanical Engineering, Construction and Transport"]. Ternopil: Ternopil National Technical University named after Ivan Puluj [TNTU], 41–42 (in Ukrainian).
3. Saniotsky, A. M., & Pilipets, M. I. (2013) Investigations of Sphere Globoidal Rusk Synchronous Cardan Hinge. 11-i Mizhnar. Simp. Ukraïns'kikh Inzheneriv-Mekhanikiv u L'vovi: Tezi Dopovidei [11th International Symposium of Ukrainian Mechanical Engineers in Lvov: Scientific Conference Abstracts]. Lvov, KINPATRI LTD, 123–124 (in Ukrainian).
4. Saniotsky, A. M., & Pilipets, M. I. (2012) Main Methods and Calculations of Contact Tensions in Conjugation of Sphere Globoidal Rusk Synchronous Cardan Hinge. Zbirnik Tez Dopovidei Mizhnar. Nauk.-Tekhn. Konf. Molodikh Uchenikh ta Studentiv "Aktual'ni Zadachi Suchasnikh Tekhnologii" [Book of Abstracts of International Scientific and Technical Conference of Young Scientists and Students "Current Problems of Modern Technologies"]. Ternopil: Ternopil National Technical University named after Ivan Puluj [TNTU], 224–225 (in Ukrainian).
5. Birger, I. A., & Panovko, Ya. G. (1968) Strength, Stability, Oscillation. Reference Book in 3 Volumes. Vol. 2. Moscow, Mashinostroenie. 463 p. (in Russian).

6. Birger, I. A., Shorr, B. F., & Iosilevich, G. B. (1993) *Calculation of Strength in Machine Parts*. 4th Edition. Moscow, Mashinostroenie. 640 p. (in Russian).

7. Kogaev, V. P., & Makhutov, N. A. (1985) *Calculation of Machine Parts and Structures for Strength and Durability*. Moscow, Mashinostroenie. 224 p. (in Russian).

8. Kragelsky, I. V., Dobychin, M. N., & Komalov, V. S. (1977) *Principles of Calculation for Friction and Wear*. Moscow, Mashinostroenie. 526 p. (in Russian).

9. Serensen, S. V., Kogaev, V. P., & Shneiderovich, R. M. (1975) *Load-Bearing Ability and Calculation of Machine Parts for Strength*. Moscow, Mashinostroenie. 488 p. (in Russian).

10. Hevilend, R. (1966) *Engineering Reliability and Calculation on Durability*. Leningrad, Energiia. 231 p. (in Russian).

Поступила 25.09.2013

УДК: 629.114.2-43.001:531.3

СПЕЦИФИКА И НАПРАВЛЕНИЯ УЛУЧШЕНИЯ ДИНАМИКИ ТОРМОЖЕНИЯ АКТИВНЫХ ТРАКТОРНЫХ ПОЕЗДОВ

Канд. техн. наук, доц. ТАЯНОВСКИЙ Г. А., инж. БАСАЛАЙ Г. А.

Белорусский национальный технический университет

E-mail: irgrig@tut.by

Статья посвящена важной проблеме улучшения потенциала тормозной динамики как части общей динамики тракторных поездов в составе полноприводного трактора и выпущенных промышленностью или создаваемых с участием авторов большегрузных прицепов, имеющих механический привод на колеса прицепа от двигателя трактора. Они предназначены для перевозки торфа, органических удобрений, различных грузов на лесозаготовках и в других сложных почвенно-климатических и дорожных условиях, в которых оправдана активизация колес прицепов.

Разработан методический инструмент для анализа влияния заблокированного межмостового привода колес активного тракторного поезда на распределение тормозных сил по мостам с учетом специфики большегрузных прицепов-торфовозов. При решении задачи развиты положения теории колесных машин применительно к специфике торможения активного тракторного поезда с механическим разветвленным приводом колес многомостового движителя. Получены расчетно-теоретические выражения для оценки распределения удельных тормозных сил по мостам звеньев активного тракторного поезда при включенном заблокированном межмостовом приводе колес трактора и прицепа, а также в случае участия в тормозном процессе двигателя трактора при включенной муфте сцепления.

В полной мере выполнена последовательность расчетных выражений, включающих в явном виде конструктивные и эксплуатационные параметры активного тракторного поезда. Это позволило реализовать их в виде программного приложения, удобного для анализа процесса торможения исследуемых объектов при выборе средств улучшения динамики торможения, рациональных параметров разветвленного привода колес и комплектации шинами проектируемого активного тракторного поезда. Изложенный материал имеет теоретическое значение и представляет практический интерес для разработчиков новых машинно-тракторных агрегатов транспортного назначения для торфоразработок, лесного и сельского хозяйства.

Ключевые слова: активный тракторный поезд, привод колес прицепа, динамика торможения, выбор рациональных параметров межмостовых связей.

Ил. 9. Библиогр.: 10 назв.

SPECIFICITY AND TRENDS IN IMPROVEMENT OF TRACTOR TRAIN BRAKING DYNAMICS

TAYANOVSKY G. A., BASALAY G. A.

Belarusian National Technical University

The paper considers an important problem in improvement of braking dynamics potential as part of the overall tractor train dynamics consisting of an all-wheel drive tractor and heavy-duty trailers which are either locally manufactured or developed with the participation of the paper's authors. The trailers have a mechanical drive for their wheels from the tractor engine. The trains are intended for transportation peat, organic fertilizers and various loads in forest exploitation and under other complicated soil and climatic and road conditions where there is justified necessity to activate the trailer wheels.

Methodological tools have been developed with the purpose to analyze an influence of the blocked inter-double-reduction axle drive of an active tractor train on distribution of braking forces in double-reduction axles with due account of the heavy-duty peat trailer specificity. Theoretical provisions for wheeled vehicles have been developed with regard to the braking application specificity of active tractor trains with mechanical multi-path drive for wheels of a multi-double-reduction axle propulsion device. The paper presents calculation and theoretical data in order to estimate distribution of specific braking forces in the double-reduction axle links of the active tractor train when the blocked inter-double-reduction axle drive of the tractor and trailer wheels is switched on and also in the case when the tractor engine is involved in braking process and a clutch coupling is switched-on.

Sequence of the calculation formula has been completely carried out in the paper. They represent clear design and operational parameters of the active tractor train. Such approach has made it possible to realize them in the form of a software application which is convenient for analysis of the braking process pertaining to the investigated objects in order to select means for improvement of braking dynamics, rational parameters of multi-path wheel drive and tire completing of the active tractor train under design. The proposed information has a theoretical and practical value for specialists who are involved in development of new machine-tractor units for transport application in peat extraction, forestry, and agriculture.

Keywords: active tractor train, trailer wheel drive, braking dynamics, selection of rational parameters in inter-double-reduction axle relationships.

Fig. 9. Ref.: 10 titles.

Введение. Разработка и внедрение в народное хозяйство нового типажа тракторных прицепов-торфозовозов позволят сократить до целесообразного минимума число моделей прицепов, их модулей и блоков, лучше согласовать параметры и характеристики прицепов с тракторами, достичь высоких показателей их качества и технического уровня, даст возможность эффективной эксплуатационной замены соседних моделей ряда. Кроме того, такой типаж обеспечивает необходимую степень увязки номинальных параметров тракторных прицепов между собой и характеристик транспортных агрегатов на их базе с параметрами и характеристиками машин технологических комплексов, в состав которых включаются прицепы для выполнения транспортной части технологии, а также позволит углубить унификацию эксплуатационной базы [1–6].

Рациональное использование тракторных поездов в широком спектре дорожных условий может быть достигнуто путем применения прицепов с ведущими мостами. С ростом грузоподъемности современных прицепов-торфозовозов, несмотря на малые скорости их движения в агрегате с колесными тракторами, необходимо обеспечивать требования безопасной эксплуатации таких тракторных поездов не только в тяговом режиме, но и при торможении. При значительном росте инерционности прицепного звена уже недостаточно потенциала торможения одного трактора. Поэтому представляет научный и практический интерес определение рациональных параметров раз-

ветвленного привода колес активного тракторного поезда с позиции обеспечения требуемых показателей качества торможения.

Объекты исследования. С учетом некоторого повышения стоимости прицепа из-за оборудования его ведущим мостом в парке тракторных прицепов торфопредприятий целесообразно иметь некоторую долю активных или приспособленных для активизации прицепов за счет нетрудоемкой быстрой замены одной или нескольких осей на ведущие мосты, что создаст возможности для организации нормального транспортного процесса в требуемые календарные сроки проведения работ даже в тяжелых дорожно-полевых и почвенно-климатических условиях.

В Белорусском национальном техническом университете на протяжении ряда лет по запросам производителей сельскохозяйственной, лесной и торфяной техники проводятся расчетно-теоретические и натурные исследования проблемных вопросов динамики активных тракторных поездов, предназначенных для разнообразных сфер народного хозяйства. Разработаны и испытаны поворотные тележки прицепов различных типов с приводом колес. Такие колесные тележки предназначены для оперативной активизации прицепов, агрегируются с тракторами Минского тракторного завода (МТЗ), полунавесным прицепом и полуприцепом или с сельскохозяйственными автомобильными полуприцепами при необходимости использования одного полуприцепа с разными видами тягачей (рис. 1–5).

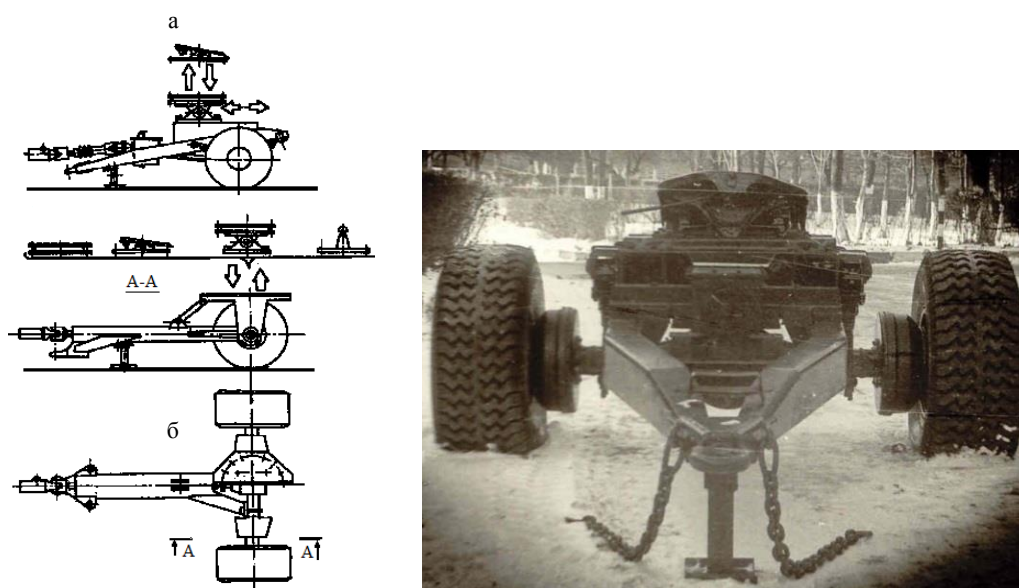


Рис. 1. Универсальная активная поворотная тележка прицепа и варианты средств агрегатирования

В конструкторском бюро МТЗ с учетом проведенных в БНТУ исследований разработан прицеп-форвардер для лесного хозяйства, оборудованный приводными ребристыми роликами, от которых крутящий момент передается на колеса тандемной тележки прицепа, как показано на рис. 2.

Поворотные тележки прицепов с приводом колес могут применяться как периодически подключаемое средство повышения проходимости тракторного поезда в тяжелых дорожных условиях или как постоянно действующая часть его движителя, обеспечивающая существенное повышение грузоподъемности прицепа и загрузки тракторного двигателя при экс-

плуатации по дорогам с большой разницей между коэффициентами максимального сцепления и суммарного дорожного сопротивления качению колес.

Тягово-сцепные и тормозные свойства тракторного поезда в значительной степени определяются его конструктивной схемой, обуславливающей распределение нагрузок по колесам, характеристиками шин, числом и размещением ведущих мостов, мощностью двигателя и т. д., а величины показателей этих свойств изменяются на различных поверхностях движения, характеризуя степень проявления проходимости и тормозных качеств активного тракторного поезда [3, 7–9].



Рис. 2. Вид на привод колес прицепа-форвардера



Рис. 3. Полуприцеп-торфовоз

Существенное улучшение показателей рабочего процесса тракторного поезда при активизации колес прицепа в сравнении с агрегатом с обычным прицепом при одинаковой в обоих случаях массе перевозимого груза обусловлено, в частности, снижением мощности, затрачиваемой на буксование колес движителя. Использование особенностей межосевых связей в трансмиссии активного тракторного поезда позволяет улучшить также динамику торможения тракторного агрегата.

В статье приведены необходимые для оценки тормозных свойств выражения, которые мо-

гут быть полезны для проведения расчетно-теоретического анализа конструкции при разработке большегрузных активных прицепов-торфовозов, схемы которых показаны на рис. 4, 5. В БНТУ разработана техдокументация на большегрузный активный полуприцеп с большой высотой разгрузки платформы, предназначенный для перевозки мелкокускового топливного торфа, который позволяет существенно упростить доставку и перегрузку торфа в другие дорожные транспортные средства (рис. 5).

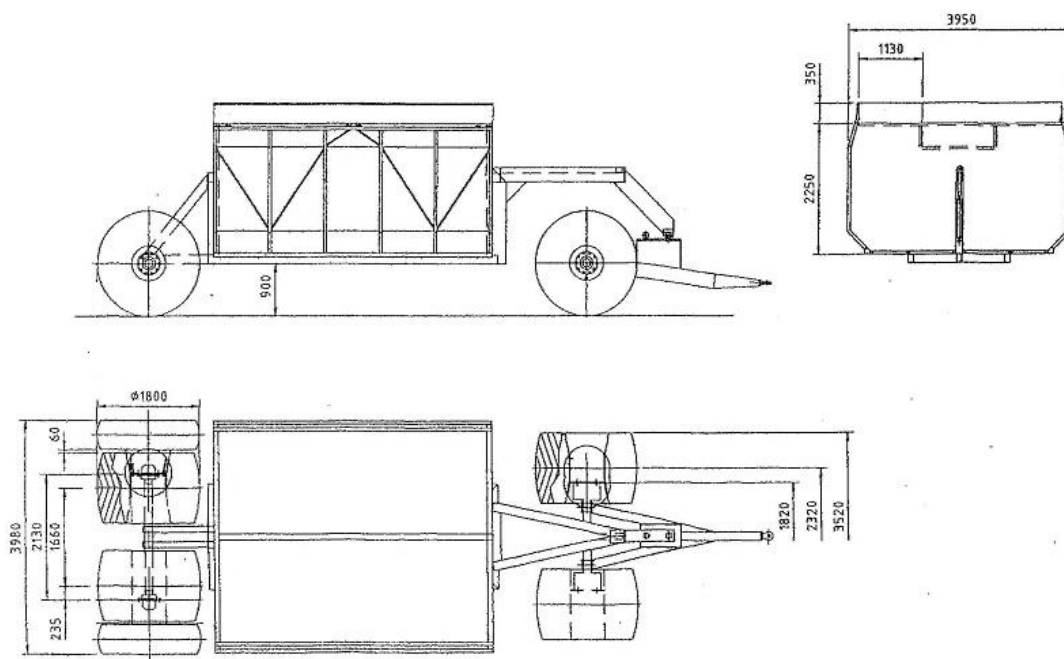


Рис. 4. Вариант прицепа-торфовоза с поворотной тележкой, которую в тяжелых условиях движения заменяют на тележку с приводом колес

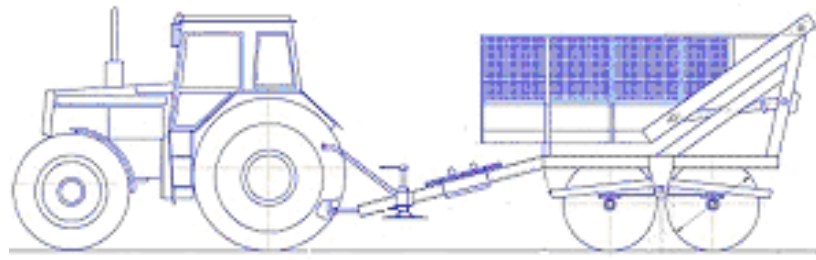


Рис. 5. Полурицеп-торфовоз с активной тандемной колесной тележкой

Специфика торможения шин тракторных поездов и направления улучшения показателей их динамики. Эффективное использование тракторных поездов при выполнении транспортных работ в значительной мере зависит от его тормозных качеств. При этом для тракторных поездов, содержащих прицеп с ведущим мостом, возникает возможность осуществлять рациональное распределение тормозных сил между его ведущими мостами, включая при торможении межосевой привод трактора и прицепа. Принудительное включение межосевого привода при торможении приводит к взаимосвязи угловых скоростей ведущих колес трактора и прицепа, а следовательно, к взаимосвязи их скольжений. Это содействует выравниванию удельных тормозных сил ведущих колес тракторного поезда, а при полном использовании сцепного веса они одновременно блокируются [1, 2].

Включение межосевого привода при торможении приводит к перераспределению тормозных моментов между ведущими мостами, величина которых зависит от наличия и эффективности тормозных механизмов на ведущих колесах трактора и прицепа, схемы их агрегатирования и загрузки прицепного состава [3, 10]. Возможные схемы распределения тормозных моментов в трансмиссии тракторного поезда при торможении с заблокированным межосевым приводом приведены на рис. 6.

В первой схеме (рис. 6а) тормозные механизмы содержат только задние колеса полноприводного трактора, а торможение передних колес трактора и ведущих колес прицепа осуществляется через межосевой привод. При отсутствии у трактора переднего ведущего моста торможение будет производиться задними колесами трактора и ведущими колесами прицепа.

Торможение по данной схеме предпочтительно для тракторов малых классов, у которых отсутствует привод для управления тормозами прицепа. Такой принцип позволяет повысить эффективность торможения за счет использования сцепного веса на ведущих колесах тракторного поезда, не оборудованных тормозными механизмами. Кроме того, вследствие торможения прицепа снижаются усилия сжатия в тягово-сцепном устройстве, что способствует устойчивому движению тракторного поезда при торможении [4, 5].

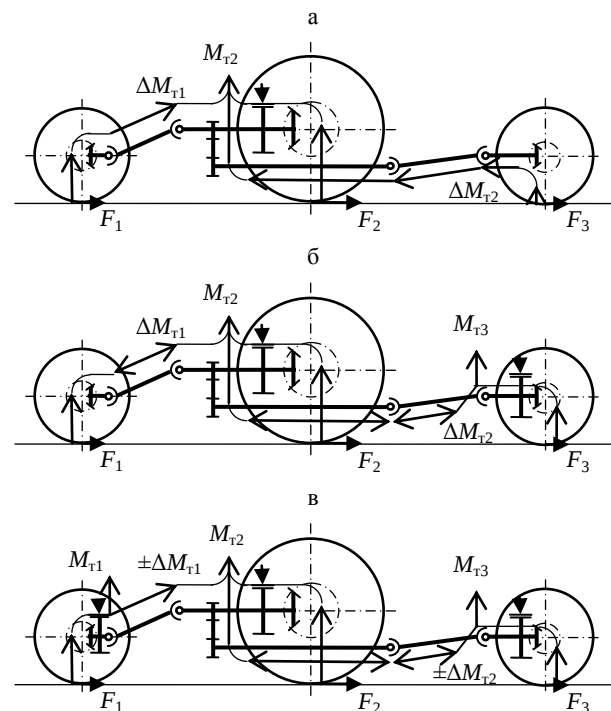


Рис. 6. Схемы распределения моментов между ведущими мостами при торможении тракторного поезда с заблокированным межосевым приводом:
а – тормозные механизмы на задних колесах трактора;
б – тормозные механизмы на задних колесах трактора и ведущем мосту прицепа; в – тормозные механизмы на всех ведущих колесах тракторного поезда

Приведенная на рис. 6б схема тракторного поезда предусматривает тормозные механизмы на колесах заднего моста трактора и ведущего моста прицепа. Для этой тормозной системы характерно то, что нагруженность межосевого привода моментом существенно ниже, чем у ранее рассмотренной схемы. Данный принцип торможения может быть использован для тракторного поезда, тягачом которого являются полноприводные колесные тракторы классов 1,4; 2. Причем у современных полноприводных моделей тракторов МТЗ предусмотрено включение при торможении межосевого привода, в результате чего передние колеса работают в тормозном режиме, повышая эффективность торможения трактора более чем в 1,5 раза. В полном объеме рассмотренная схема использована в опытных конструкциях активных тележек, разработанных МТЗ.

Третья схема (рис. 6в) предусматривает тормозные механизмы на всех ведущих колесах тракторного поезда. Данная тормозная система рекомендуется для большегрузных тракторных поездов, содержащих прицепы с активными мостами.

Для всех рассмотренных схем торможения общим является то, что при торможении за счет циркуляции моментов M_{Ti} через межосевой привод тягача и прицепа будет обеспечиваться рациональное распределение тормозных сил F_i между ведущими мостами тракторного поезда. Это существенно повышает его устойчивость движения при торможении.

Основное требование, предъявляемое к распределению тормозных сил, заключается в том, что для любой загрузки прицепа и коэффициента сцепления тормозных колес тракторного поезда с опорной поверхностью должно происходить одинаковое использование сцепного веса, приходящегося на его оси при торможении. Оценочным показателем распределения тормозных сил является соотношение удельных тормозных сил оси и транспортного средства в целом:

$$\gamma_i = \frac{P_i}{N_i}; \quad (1)$$

$$\gamma_{T(n)} = \frac{F_{T(n)}}{m_{T(n)}g}, \quad (2)$$

где $\gamma_{T(n)}$ – удельные тормозные силы i -й оси трактора (прицепа); N_i , F_i – соответственно нормальная реакция и тормозная сила на i -й оси тракторного поезда; $m_{T(n)}$ – масса трактора (прицепа); g – ускорение свободного падения; $F_{T(n)}$ – тормозная сила трактора (прицепа).

Оптимальное распределение тормозных сил по осям предполагает в любых дорожных условиях соблюдение равенства удельных тормозных сил $\gamma_i = \gamma_n = \gamma_T$. При полном использовании сцепного веса, т. е. при торможении с максимальной эффективностью, будет справедливо следующее равенство:

$$\gamma_i = \gamma_n = \gamma_T = \mu, \quad (3)$$

где μ – коэффициент сцепления колес с опорной поверхностью.

Реальные тормозные системы, применяемые на тракторах и прицепах, имеют постоянное распределение тормозных сил и не позволяют обеспечить рациональное распределение тормозных сил во всем диапазоне изменения нормальных реакций на осях поезда и коэффициента сцепления колес с опорной поверхностью. Это приводит к разновременному блокированию колес тягача и прицепа и наличию усилий сжатия в тягово-сцепном устройстве, что снижает эффективность торможения и ухудшает устойчивость движения тракторного поезда.

Рассмотренные различные схемы торможения с заблокированным межосевым приводом позволяют за счет перераспределения моментов через трансмиссию получить рациональное распределение тормозных сил на ведущих осях тракторного поезда. Применение такого принципа регулирования тормозных сил требует разработки рекомендаций, на основании которых можно рассчитывать параметры тормозной системы и оценивать ее эффективность.

Наиболее общая расчетная схема торможения трактора и прицепа с ведущим мостом приведена на рис. 7. Причем соединение ведущей оси прицепа с трактором осуществляется через гидрофицированный крюк, и часть веса прицепа перераспределяется на трактор. Составив систему уравнений равновесия, легко определить основные силы, действующие при торможении тракторного поезда.

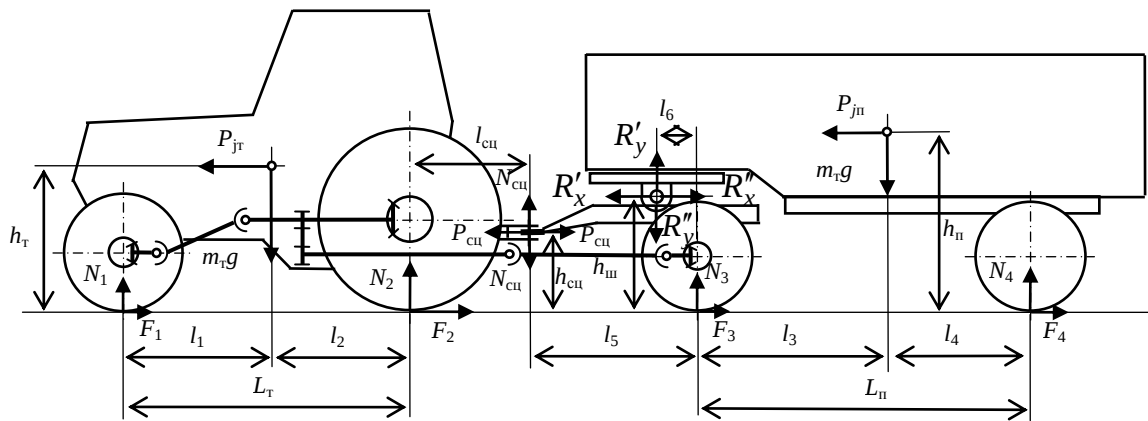


Рис. 7. Расчетная схема тракторного поезда при торможении с заблокированным межосевым приводом

Тормозные силы на осях тракторного поезда зависят от скольжения колес

$$F_i = N_i [\gamma_i - a_i (b_i - S_i)], \quad (4)$$

где S_i – коэффициент скольжения колес i -й оси; a_i , b_i – коэффициенты аппроксимации зависимости коэффициента сцепления от скольжения колес при торможении.

Торможение с заблокированной трансмиссией приводит к тому, что скольжение колес переднего и заднего мостов трактора и ведущего моста прицепа взаимосвязано между собой. Поэтому для ведущих мостов, учитывая, что действительные скорости всех колес тракторного поезда равны, можно записать

$$\frac{v_{T1}}{1 - S_1} = \frac{v_{T2}}{1 - S_2} = \frac{v_{T3}}{1 - S_3}. \quad (5)$$

Исходя из выражения (5) определим взаимосвязь скольжений ведущих колес тракторного поезда:

$$S_1 = 1 - \frac{v_{T1}}{v_{T2}} (1 - S_2); \quad (6)$$

$$S_2 = 1 - \frac{v_{T2}}{v_{T3}} (1 - S_3). \quad (7)$$

Теоретические линейные скорости колес ведущих мостов тракторного поезда не равны между собой вследствие наличия кинематического рассогласования вращения колес. Для оценки их соотношения используются коэффициенты кинематического несоответствия:

$$K_{H1} = \frac{v_{T2} - v_{T1}}{v_{T2}} = 1 - \frac{r_1}{r_2} \frac{i_1}{i_2}; \quad (8)$$

$$K_{H2} = \frac{v_{T3} - v_{T1}}{v_{T3}} = 1 - \frac{r_2}{r_3} \frac{i_3}{i_4}, \quad (9)$$

где r_1 , r_2 , r_3 – радиусы качения колес трактора и ведущей оси прицепа; i_1 , i_2 – передаточные числа от раздаточной коробки до передних и задних колес трактора; i_3 , i_4 – передаточные числа от муфты включения ведущего моста прицепа до задних колес трактора и колес ведущего моста прицепа.

Подставим значения (v_{T1}/v_{T2}) и (v_{T2}/v_{T3}) , вычисленные из (1) и (3), в формулу (2) и, проводя некоторые преобразования, получим:

$$S_2 = \frac{S_1 - K_{H1}}{1 - K_{H1}}; \quad (10)$$

$$S_3 = \frac{S_1 - (K_{H1} + K_{H2} - K_{H1}K_{H2})}{(1 - K_{H1})(1 - K_{H2})}. \quad (11)$$

Произведением K_{H1} , K_{H2} в числителе уравнения (11) можно пренебречь как величиной второго порядка малости. Тогда удельные тормозные силы на ведущих мостах тракторного поезда будут равны:

$$\gamma_1 = -a_1 (B_1 - S_1); \quad (12)$$

$$\gamma_2 = -a_2 \left(B_2 - \frac{S_1 - K_{H1}}{1 - K_{H1}} \right); \quad (13)$$

$$\gamma_3 = -a_3 \left(B_3 - \frac{S_1 - (K_{n1} + K_{n2})}{(1 - K_{n1})(1 - K_{n2})} \right). \quad (14)$$

Если тормозящие колеса находятся на дороге с равными сцепными условиями, то $a_1 = a_2 = a_3$; $ab_1 = b_2 = b_3$. Таким образом, неравенство удельных тормозных сил ведущих колес в этом случае будет зависеть только от кинематического рассогласования вращения колес, величина которого незначительна и характеризуется значениями $K_n = \pm(0,01-0,08)$. При отсутствии кинематического несоответствия ($K_{n1} = K_{n2} = 0$) удельные тормозные силы ведущих мостов тракторного поезда будут равны между собой, что обеспечивает идеальное распределение тормозных сил между ведущими мостами тракторного поезда.

Тормозные силы, возникающие в контакте колес с опорной поверхностью, реализуются тормозными механизмами, в частности тормозными механизмами задних колес трактора и колес прицепа. При торможении с заблокированной трансмиссией обеспечивается взаимосвязь между тормозными механизмами через межосевой привод. Составив уравнение равенства моментов, которые подводятся от ведущих колес трактора и прицепа к тормозным механизмам с учетом приведения их, например, к задним колесам трактора, и принимая во внимание, что тормозные моменты, развиваемые тормозными механизмами, зависят от характеристик тормозных механизмов и давлений в тормозных камерах

$$M_i = K_i (p_i - p_{0i}), \quad (15)$$

где K_i — коэффициенты пропорциональности тормозных механизмов i -й оси тракторного поезда; p_i — давление в тормозных камерах i -й оси тракторного поезда; p_{0i} — давление в тормозных камерах, соответствующее началу работы тормозов, можно рассчитать основные параметры процесса торможения при полном использовании сцепного веса на осях ($\gamma_1 = \gamma_2 = \gamma_3 = \gamma_4 = \phi$) и реальное распределение тормозных сил. При этом отыскиваются рациональные параметры K_i тормозных механизмов трактора и прицепа, при которых обеспечиваются высокая эффективность торможения тракторного поезда, отсутствие усилия сжатия в тяго-

во-сцепном устройстве в установившейся фазе торможения с груженым и снаряженным прицепом при условии минимального нагружения межосевого привода прицепа.

При торможении больших масс актуально снижение энергонагруженности колесных тормозных механизмов, особенно большегрузных тракторных поездов, которое можно осуществить за счет вспомогательной тормозной системы (ВТС), в частности моторным тормозом-замедлителем (двигателем). Эффективность ВТС определяется по величине замедления тракторного поезда либо по значению угла наклона дороги, на котором моторный тормоз-замедлитель обеспечивает его спуск с постоянной скоростью движения. Тормозные свойства дизельного двигателя определяются тормозной ветвью его скоростной характеристики (рис. 8) [7, 8]. Эти параметры можно найти из общего уравнения движения тракторного поезда, в котором поглощение кинетической энергии осуществляется посредством тормозных сил, возникающих вследствие естественных и искусственных потерь моторного тормоза-замедлителя.



Рис. 8. Характер скоростной характеристики дизеля со всережимным регулятором при тяговом и тормозном режимах: M — моменты двигателя; n_y — устойчивая частота вращения; $n_{M_{\max}}$ — частота вращения при максимальном моменте; n_n — то же на номинальной мощности; $n_{x.x.\max}$ — то же максимальная холостого хода

Инерционная сила вращающихся деталей, колес тракторного поезда и трансмиссии трактора может в зависимости от режима движения иметь разный знак и определяется выражением

$$P_{j_{\text{вп}}} = \left[\frac{1}{r_{1,2}^2} \left(\frac{J_q i_{\text{тр}}^2}{\eta_{\text{тр}}} + n_i J_1 \right) + \frac{n_2 J_2}{r_3^2} \right] \frac{dv}{dt}, \quad (16)$$

где J_q , J_1 , J_2 — моменты инерции маховика двигателя совместно с деталями трансмиссии,

колес трактора и прицепа; n_i – число колес трактора и прицепа; $i_{тр}$, $\eta_{тр}$ – передаточное число и КПД трансмиссии.

Из уравнения (16) следует, что при установившемся движении инерционные силы будут равны нулю. Замедленное движение тракторного поезда при работе ВТС приводит к тому, что инерционные силы будут способствовать снижению эффективности его торможения, а ускоренное, наоборот, – увеличению. При значительных скоростях движения на замедление тракторного поезда оказывает влияние сила сопротивления воздуха.

Основной силой, препятствующей движению тракторного поезда, является тормозная сила моторного тормоза-замедлителя, которая у существующих ВТС реализуется на задних ведущих колесах тягача. Прицепной состав подтормаживается рабочей тормозной системой, что приводит при длительном торможении на затяжных спусках к перегреву его тормозных механизмов и, как следствие, к быстрому их износу.

Для прицепов, оснащенных с целью повышения тяговых качеств тракторного поезда ведущим мостом, целесообразно при торможении ВТС тягача подключать ведущий мост прицепа. В этом случае тормозной момент двигателя, распределяясь между ведущими мостами, будет осуществлять подтормаживание прицепа.

Приведенная на рис. 9 схема тракторного поезда при торможении двигателем с включенным передним мостом прицепа характеризует распределение силового фактора между мостами трактора и прицепа. Тормозные силы на

заднем мосту трактора и переднем мосту прицепа определяются из выражений:

$$F_2 = \frac{\gamma_2 m_t g l_1}{L_t + \gamma_2 h_t}; \quad (17)$$

$$F_3 = \frac{\gamma_3 m_n g l_4}{L_n + \gamma_3 h_n}. \quad (18)$$

Для автоматического подключения в тяговом режиме колес прицепа при соответствующем буксовании колес тягача между ними конструктивно заложено отрицательное кинематическое несоответствие. Следовательно, реализация тормозного момента двигателя с учетом выражений (17), (18) будет определяться зависимостью

$$M_t = M_2 + M_3 = \frac{\gamma_2 m_t g l_1 r_2 \eta_t}{i_{тр} (L_t + \gamma_2 h_t)} + \frac{\gamma_3 m_n g l_4 r_2 \eta_n i_3}{i_n (L_n - \gamma_3 h_n) (1 - K_{n2}) i_2}, \quad (19)$$

где η_t , η_n – КПД трансмиссии трактора и прицепа; i_n – передаточное число от двигателя до передних ведущих колес прицепа; M_2 , M_3 – моменты, приводимые к двигателю от задних колес трактора и ведущих колес прицепа.

Из (19) следует, что на распределение моментов между мостами трактора и прицепа влияют соотношение масс трактора и прицепа, передаточные числа трансмиссии и кинематическое несоответствие. При этом в зависимости от использования сцепного веса трактора и прицепа будут определяться знак и величина усилия в тягово-сцепном устройстве.

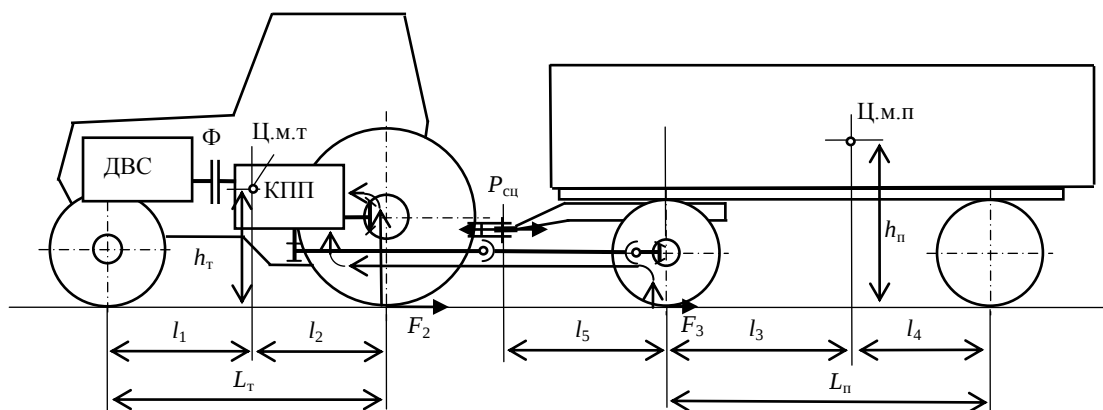


Рис. 9. Схема распределения тормозных сил между ведущими мостами тракторного поезда при торможении двигателем

Для определения усилий в тягово-сцепном устройстве составляются уравнения движения каждого звена поезда, из которых при равенстве ускорений трактора и прицепа получим формулу для нахождения усилий в тягово-сцепном устройстве при жесткой безазорной сцепке

$$P_{\text{сц}} = \frac{m_{\text{т}} m_{\text{п}}}{m_{\text{т}} + m_{\text{п}}} (\gamma_{\text{п}} - \gamma_{\text{т}}) g. \quad (20)$$

Удельные тормозные силы трактора и прицепа, выраженные через соответствующие удельные тормозные силы их мостов, будут равны:

$$\gamma_{\text{т}} = \frac{l_1 \gamma_2}{L_{\text{т}} - h_{\text{т}} \gamma_2}; \quad (21)$$

$$\gamma_{\text{п}} = \frac{l_3 \gamma_3}{L_{\text{п}} - h_{\text{п}} \gamma_3}. \quad (22)$$

Для вычислений по выражениям (17)–(22) необходимо выразить (вследствие кинематической связи заднего моста трактора и переднего моста прицепа) удельные тормозные силы γ_2 и γ_3 через скольжение колес. Взаимосвязь скольжения колес заднего ведущего моста трактора и ведущего моста прицепа при торможении с заблокированным приводом

$$S_3 = \frac{S_2 - K_{\text{н}2}}{1 - K_{\text{н}2}}. \quad (23)$$

Проведенные в БНТУ исследования показали, что при торможении двигателем с увеличением кинематического несоответствия удельные тормозные силы на ведущем мосту прицепа пропорционально возрастают, а на заднем мосту трактора убывают [1, 3]. Вследствие того, что эффективность торможения прицепа с увеличением кинематического несоответствия возрастает, а по абсолютной величине выше, чем у трактора, эффективность торможения которого падает, в тягово-сцепном устройстве присутствуют усилия растяжения, способствующие устойчивому движению трактора.

Значительное увеличение кинематического несоответствия может привести при торможении двигателем, особенно в агрегате трактора с груженым прицепом, к возникновению на задних колесах трактора тяговой силы, т. е. колеса этого моста будут находиться в ведущем режиме. Для исключения такого нежелательно-

го явления необходимо выбирать рациональную величину кинематического несоответствия путем ее регулирования, или перераспределять часть веса прицепа на трактор за счет применения полуприцепов или полунавесных прицепов, что и было подтверждено в натурных испытаниях. Повышение тормозного момента двигателя и увеличение передаточного числа трансмиссии также снижают возможность работы задних колес трактора в ведущем режиме.

ВЫВОД

Тягово-сцепные и тормозные свойства тракторного поезда в значительной степени определяются его конструктивной схемой, распределением нагрузок по колесам, характеристиками шин, числом и размещением ведущих мостов, мощностью двигателя. Величины этих показателей существенно изменяются на различных поверхностях движения, характеризуя степень проявления проходимости и тормозных качеств активного тракторного поезда. В процессе исследований установлены закономерности торможения активных тракторных поездов, что позволяет обеспечить рациональное агрегатирование прицепов-торфозов с приводом колес в составе активного тракторного поезда. Изложенная методика анализа рабочего процесса исследуемых объектов дает возможность обеспечить настройку проектируемого привода колес прицепа-торфоза на условия эксплуатации.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Тракторы:** теория / В. В. Гуськов [и др.]; под общ. ред. В. В. Гуськова. – М.: Машиностроение, 1988. – 376 с.
2. **Tajanowskij, G.** Distribution of Loading in Transmission Traction Power Means with All Driving Wheels and with System of Pumping of Trunks at Work with Hinged Instruments / G. Tajanowskij, W. Tanas // Teka Commission of Motorization and Power Industry in Agriculture. Polish Academy of Sciences Branch in Lublin. – 2007. – Vol. VII. – P. 217–224.
3. **Богдан, Н. В.** Новые средства оперативной активизации и улучшения показателей динамики движения большегрузных тракторных прицепов // Н. В. Богдан, Г. А. Таяновский. – Минск: БелНИИНТИ, 1992. – 60 с.
4. **Таяновский Г. А.** Условия нормальной работы в тяговом режиме колес полуприцепа с нерегулируемым гидрообъемным приводом / Г. А. Таяновский, Л. Г. Филиппова // Проблемы проектирования и развития тракторов, мобильных машин, городского электротранспорта. Современные методы расчетов и проектирования агрегатов и узлов автомобилей: 9-я Международная науч.-техн. конф. «Наука – образованию, производству, экономике», посвященная 60-летию автотракторного факультета БНТУ, Минск,

25–26 октября 2011 г.: сб. докл. конф. – Минск: БНТУ, 2011. – С. 109–116.

5. **Таяновский, Г. А.** Перспективы применения и принципы агрегатирования тракторов «Беларус» с торфяными машинами / Г. А. Таяновский // Современные проблемы механики торфа в процессах добычи и переработки: сб. трудов науч.-техн. конф. – Минск: Технопринт, 2002. – С. 131–134.

6. **Унификация** и агрегатирование в проектировании тракторов и технологических комплексов: учеб. пособие / В. П. Бойков [и др.]. – Минск: Адукацыя і выхаванне, 2002. – 400 с.

7. **Tajanowskij, G. A.** Modelling of the Diesel Engine in Researches of Dynamics of Machine Tractor Units / G. A. Tajanowskij, J. E. Atamanov, W. Tanas. // *Jornal of Researche and Applications in Agricultural Engineering*. – 2013. – Vol. 58. – P. 178–184.

8. **Тарасик, В. П.** Теория движения автомобиля: учеб. для вузов / В. П. Тарасик. – М.: Изд-во BHV, 2006. – 478 с.

9. **Бойков, В. П.** Шины для тракторов и сельскохозяйственных машин / В. П. Бойков, В. Н. Белковский. – М.: Агропромиздат, 1988. – 240 с.

10. **Тракторы.** Проектирование, конструирование и расчет: учеб. для студ. машиностроительных специальностей вузов / И. П. Ксеневиц [и др.]; под общ. ред. И. П. Ксеневица. – М.: Машиностроение, 1991. – 544 с.

REFERENCES

1. **Gus'kov, V. V.,** Velez, N. N., Atamanov, Iu. E., Bocharov, N. F., Ksenevich, I. P., & Solonskii, A. S. (1988) *Tractors: theory*. Moscow, Mashinostroenie. 376 p. (in Russian).

2. **Tajanowskij, G., & Tanas, W.** (2007) Distribution of Loading in Transmission Traction Power Means with All Driving Wheels and with System of Pumping of Trunks at Work with Hinged Instruments. *Teka Commission of Motorization and Power Industry in Agriculture*. Vol. VII. Lublin, Polish Academy of Sciences Branch in Lublin, 217–224.

3. **Bogdan, N. V., & Tajanowskij, G. A.** (1992) *New Means for Operative Activation and Improvement in Indices of*

Braking Dynamics of Heavy-Duty Tractor Trailers. Minsk, BelNIINTI. 60 p. (in Russian).

4. **Tayanovsky G. A., & Filippova, L. G.** (2011) Normal Operational Conditions for Wheel Traction Mode of Semitrailer with Non-Controlled Hydro-Volumetric Drive. *Problemy Proektirovaniia i Razvitiia Traktorov, Mobil'nykh Mashin, Gorodskogo Elektrotransporta. Sovremennye Metody Raschetov i Proektirovaniia Agregatov i Uzlov Avtomobilei. Sbornik Dokladov Mezhdunarodnoi Nauch.-Tekhn. Konf.* [Problems of Designing and Development of Tractors, Mobile Machines, Municipal Electric. Modern Methods of Calculation and Design Units and Units of Vehicles. Proceedings of the International Scientific and Technical Conference]. Minsk: BNTU [Belarusian National Technical University], 109–116 (in Russian).

5. **Tayanovsky, G. A.** (2002) Prospects and Principles of Integrated Application of “Belarus Tractor and Peat Machines. *Sbornik Trudov Nauch.-Tekhnich. Konf. “Sovremennye Problemy Mekhaniki Torfa v Protssakh Dobychi i Pererabotki”* [Collected Papers of Scientific and Technical Conference “Modern Peat Mechanics Problems in Processes of its Extraction And Processing”]. Minsk, Tekhnoprint, 131–134 (in Russian).

6. **Boykov, V. P.,** Sologub, A. M., Zhdanovich, Ch. I., & Zelenyi, P. V. (2003) *Unification and Integrated Application in Designing of Tractors and Technological Complexes*. Minsk, Adukatsia i Vykhanne. 400 p. (in Russian).

7. **Tajanowskij, G. A.,** Atamanov, J. E., & Tanas, W. (2013) Modelling of the Diesel Engine in Researches of Dynamics of Machine Tractor Units. *Jornal of Researche and Applications in Agricultural Engineering*, 58, 178–184.

8. **Tarasik, V. P.** (2006) *Theory of Automobile Movement*. Moscow, BHV Publishing House. 478 p. (in Russian).

9. **Boykov, V. P., & Belkovsky, V. N.** (1988) *Tires for Tractors and Agricultural Machines*. Moscow, Agropromizdat. 240 p. (in Russian).

10. **Ksenevich, I. P.,** Gus'kov, V. V., Bocharov, N. F., Atamanov, Iu. E., Tarasik, V. P., & Razumovskii, M. A. (1991) *Tractors. Engineering, Designing and Calculation*. Moscow, Mashinostroenie. 544 p. (in Russian).

Поступила 15.12.2014

УДК 621.785

АЗОТНЫЙ ПОТЕНЦИАЛ ПРИ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА

КОЗЛОВ А. А.

Министерство промышленности Республики Беларусь

E-mail: alex-ett@tut.by

Рассмотрены вопросы регулирования фазового состава азотированного слоя при газовом и ионном азотировании в тлеющем разряде. Установлено, что имеющиеся модели управления структурой азотированного слоя с помощью индекса азотирования (азотного потенциала) не применимы для ионного азотирования в тлеющем разряде. Принципиальным отличием ионного азотирования от газового является то, что химически активный азот образуется в разрядной зоне (катодном слое) и его массоперенос осуществляется в виде направленного к поверхности металла потока активных частиц – ионов, атомов и молекул.

Получена взаимосвязь химической активности разряда с характеристиками азотируемой стали – растворимостью азота в α -твердом растворе и коэффициентом диффузии при ионном азотировании в плазме тлеющего разряда. Показано, что регулирование строения азотированного слоя при ионном азотировании достигается изменением плотности потока азота в плазме, поддерживая который на уровне растворимости азота в той или иной фазе (α , γ') можно получать азотированный слой, состоящий только из α -твердого раствора, либо слой, состоящий из γ' -нитридного слоя и диффузионного подслоя. При этом для каждой марки стали существует определенный диапазон значений плотности потока азота, в котором обеспечивается предельная концентрация азота в α -твердом растворе, а на поверхности не образуется γ' -слой, характеризующийся низкой диффузионной подвижностью азота.

Ключевые слова: ионно-плазменное азотирование, азотный потенциал.

Ил. 10. Табл. 3. Библиогр.: 24 назв.

NITROGEN POTENTIAL DURING ION NITRIDING PROCESS IN GLOW-DISCHARGE PLASMA

KOZLOV A. A.

Industry Ministry of Republic of Belarus

The paper considers problems on regulation of phase composition of a nitrided layer during gas and ion nitriding process in a glow-discharge. It has been established that available models for control of nitrided layer structure with the help of nitriding index (nitrogen potential) can not be applied for nitriding process in the glow-discharge. Principal difference of the ion nitriding from the gas one is in the fact that chemically active nitrogen is formed in the discharge zone (cathode layer) and its mass-transfer is carried out in the form of an active particle flow (ions, atoms, molecules) which directed to the metal surface.

Interrelation of chemical discharge activity with such characteristics of nitriding steel as nitrogen solubility in α -solid solution and coefficient diffusion during ion nitriding in low-discharge plasma. It has been shown that regulation of the nitride layer structure during ion nitriding is reached due to changes in nitrogen flow density in plasma. While supporting the flow at the level of nitrogen solubility in one phase or another (α , γ') it is possible to obtain the nitrided layer consisting only of α -solid solution or γ' -nitride layer and diffusion sub-layer. Moreover a specific range of nitrogen flow density values exists for every steel grade where it is possible to ensure a limiting nitrogen concentration in α -solid solution and the γ' -layer characterized by low diffusion mobility is not formed on the surface.

Keywords: ионно-плазменное азотирование, азотный потенциал.

Fig. 10. Tab. 3. Ref.: 24 titles.

Введение. Наиболее эффективная интенсификация процессов насыщения сталей азотом и углеродом достигается при проведении ее в тлеющем разряде путем ионного азотирования, цементации и нитроцементации (азотирование с добавкой углеродсодержащего газа) [1–6]. При этом требуемые характеристики слоев – толщина, твердость, износостойкость – определяются комбинациями параметров технологического процесса, основными из которых являются температура, время, давление и состав насыщающей среды. При ионном азотировании, так же как и при газовом, можно получать азотированные слои заданной структуры и фазового состава, например чисто диффузионные слои, без нитридной зоны либо слои с нитридной зоной.

В зависимости от условий азотирования нитридный слой может быть либо γ' -фазой (Fe_4N), либо ($\gamma' + \epsilon$)-фазой (ϵ -фаза – Fe_{2-3}N),

причем γ' -нитридный слой является износостойким и относительно пластичным, а ϵ -слой – коррозионно-стойким.

Ионное азотирование в тлеющем разряде предоставляет широкие возможности для технологического контроля и управления процессом диффузионного насыщения. Наряду с составом азотсодержащей среды, температурой и продолжительностью насыщения, процесс можно регулировать изменением давления газовой среды и электрических характеристик разряда.

Рабочий диапазон давлений, используемый для ионного азотирования и нитроцементации, – это диапазон устойчивого существования аномального тлеющего разряда. Конкретное значение величины рабочего давления зависит от суммарной обрабатываемой площади деталей, их геометрии, а также от температуры процесса и мощности разряда. При этом следу-

ет иметь в виду, что разряд должен быть аномальным, т. е. вся поверхность обрабатываемых изделий должна быть покрыта плазмой, а плотность разрядного тока – больше нормальной плотности для данного давления с учетом эффекта нагрева газа в катодной области разряда [7].

Принципиальным отличием ионного азотирования от газового является то, что химически активный азот образуется в разрядной зоне (катодном слое) и его массоперенос осуществляется в виде направленного к поверхности металла потока активных частиц – ионов, атомов и молекул. Количество поглощенного сталями азота, тип и концентрация выделившихся нитридов определяют степень повышения твердости стали при азотировании. Перепад твердости между поверхностью и сердцевиной тем резче, чем выше в стали содержание нитридообразующих легирующих элементов (Ti, Al, Cr, V, Mo, Si), причем некоторые элементы (Ti, Cr, W, V, Mo) увеличивают растворимость азота в α -твердом растворе, а некоторые ($C_{\alpha-Fe}^{лег}$, Ni, Si) снижают ее (Al не изменяет растворимость) [8].

Состав азотсодержащей атмосферы оказывает определенное влияние на концентрацию возбужденных и ионизированных атомов азота – основных частиц, воздействующих на процесс ионного азотирования. Для проведения этого процесса могут использоваться различные азотсодержащие газовые смеси: $Ar + N_2 + H_2$; $Ar + N_2$; $N_2 + H_2$; $Ar + NH_3$ и др.

Цель исследований автора – установление критерия химической активности тлеющего разряда – азотного потенциала – при ионном (ионно-плазменном) азотировании.

Основная часть. При газовом азотировании регулирование фазового состава азотированного слоя достигается вариацией так называемого азотного потенциала насыщающей среды, что на практике реализуется путем изменения степени диссоциации аммиака в печи. Степень диссоциации является функцией многих переменных – скорости потока аммиака, температуры азотирования, площади поверхности обрабатываемых деталей, давления и ряда других параметров. При фиксированной загрузке печи, форме деталей и температуре степень диссоциации в основном определяется

скоростью потока аммиака. Чем больше поток аммиака, проходящего через печь, т. е. чем больше его расход, тем ниже диссоциация и, тем самым, выше химическая активность среды в печи.

Для описания метастабильного равновесия между NH_3 и H_2 , находящимися в атмосфере, и азотом, содержащимся в стали, при газовом азотировании могут быть использованы зависимости, справедливые при стабильном равновесии [9]. Поэтому, согласно закону действующих масс при равновесии, константа этой реакции

$$K = p_{NH_3} / (p_{H_2}^{3/2} a_N), \quad (1)$$

где a_N – активность азота в твердом растворе; p_{NH_3} и $p_{H_2}^{3/2}$ – парциальные давления водорода и аммиака в атмосфере.

Значение константы K определяется только температурой. Считается, что все величины, входящие в уравнение (1), при постоянной температуре могут изменяться, но отношение их $p_{NH_3} / (p_{H_2}^{3/2} a_N)$ в случае равновесия будет постоянным. Это значит, что между активностью азота в металле и составом газовой атмосферы при данной температуре предполагается определенная зависимость. В связи с этим азотирующая способность газовой атмосферы, образуемой из аммиака, определяется отношением $p_{NH_3} / p_{H_2}^{3/2}$. Поэтому данное отношение в настоящее время широко используется как характеристика насыщающей способности азотирующей атмосферы и называется азотным потенциалом. В России он обозначается

$$\pi_N = p_{NH_3} / p_{H_2}^{3/2}, \quad (2)$$

в Англии – r_N , в Германии – K_N .

По экспериментальным данным [10, 11] получена зависимость потенциала от содержания азота C_N^i в α -фазе при газовом азотировании в диссоциированном аммиаке

$$\pi_N^a = 5,17 \cdot 10^{-5} \exp \frac{8933}{T} C_N^a. \quad (3)$$

В связи с этим при газовом азотировании контроль процесса насыщения деталей азотом проводят по степени диссоциации аммиака.

Необходимую степень его диссоциации устанавливают в зависимости от температуры, регулируя расход и давление атмосферы в печи. Таким образом, при газовом азотировании в аммиаке азотный потенциал определяется по рассчитанным парциальным давлениям

$$\pi_N = \frac{\lambda_{\text{NH}_3} (1 - \alpha) (1 + \alpha \lambda_{\text{NH}_3})^{\frac{1}{2}}}{(\lambda_{\text{H}_2} + 1,5 \lambda_{\text{NH}_3} \alpha)^{\frac{3}{2}}} p^{\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

где λ_{NH_3} , λ_{H_2} – содержание NH_3 и H_2 в газовой смеси соответственно; α – степень диссоциации NH_3 ; p – общее давление смеси.

При условии, что $p = 1$, формула (4) принимает вид [12]

$$\pi_N = \frac{(1 - \alpha)(1 + \alpha)^{\frac{1}{2}}}{1,5 \alpha^{\frac{3}{2}}} p^{\frac{1}{2}}. \quad (5)$$

Чем выше степень диссоциации NH_3 в печи, тем ниже π_N . При 520 °С и $\alpha = 25\%$ $\pi_N \geq 1,5$, а при $\alpha = 60\text{--}80\%$ $\pi_N \leq 0,3$ [13].

Зависимость от длительности выдержки ($\sqrt{\tau}$) глубины нитридного слоя, который образуется на стали 42CrMo4V (отечественный аналог – 38ХМ) при газовом азотировании при температуре 570 °С при различном азотном потенциале K_N [14], показана на рис. 1.

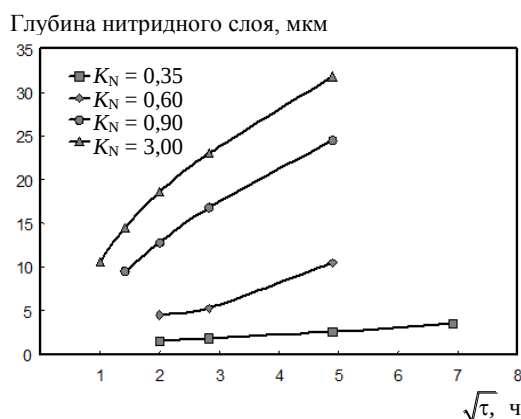


Рис. 1. Глубина нитридного слоя в зависимости от длительности выдержки при 570 °С и различном азотном потенциале

Влияние азотного потенциала на глубину диффузионного слоя для этой же стали [14] иллюстрирует рис. 2.

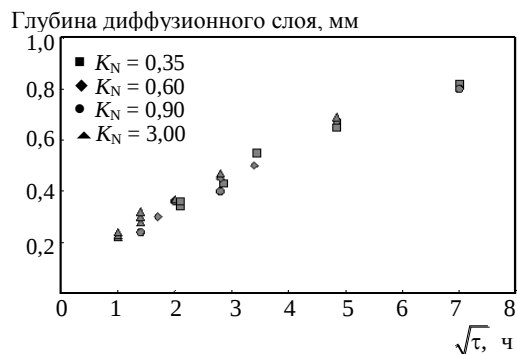


Рис. 2. Глубина диффузионного слоя в зависимости от длительности выдержки при 570 °С и различном азотном потенциале

Таким образом, использование в практике газового азотирования понятия азотного потенциала позволяет прогнозировать результат азотирования: глубину нитридной зоны и диффузионного слоя. Однако (рис. 1) даже при относительно небольшом азотном потенциале на поверхности возможно формирование слоя нитридов железа (белого слоя). Более наглядно это представлено на рис. 3 [15, 16], где показано влияние длительности выдержки и процентного содержания аммиака в смеси с водородом на формирование азотированного слоя – чисто диффузионного либо с нитридным белым слоем.

Модели управления структурой азотированного слоя с помощью индекса азотирования (азотного потенциала), которые имеются для азотирования в газе, для ионного азотирования в разряде не подходят.

При ионном азотировании молекулярный азот (или аммиак) превращается в катодной области тлеющего разряда непосредственно в «реактивный азот», а изменение расхода газа при постоянном давлении приводит к изменению времени пребывания его в рабочей камере и практически не сказывается на химической активности разряда. Это упрощает понимание того, как можно влиять на активность азота в плазме. Она регулируется составом газовой фазы (соотношение азота с другими компонентами газовой смеси) и электрическими параметрами разряда, прежде всего плотностью тока. Высокие парциальные давления азота в смеси сравнимы с действием высокого показателя азотирования при азотировании в газе. При проведении азотирования без образования нитридного слоя процесс должен проводиться с явным

недостатком азота. Параметром, характеризующим интенсивность процесса ионного азотирования, может быть плотность потока азота, которая способна изменяться в ходе процесса по любому алгоритму. Плотность потока активного азота на поверхность обрабатываемых деталей зависит от давления, состава газовой среды и электрических параметров разряда – плотности тока, которые, в свою очередь, зависят от давления газа, его состава и температуры процесса.

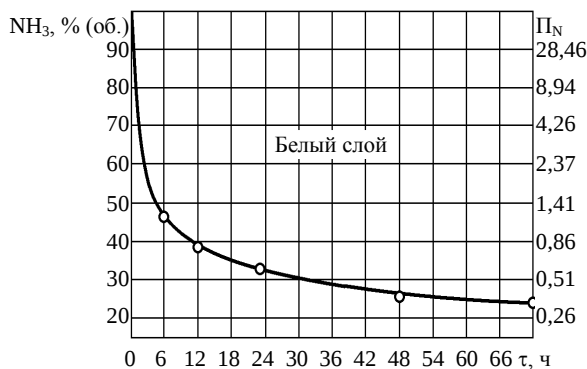


Рис. 3. Кривая азотного потенциала для газового азотирования стали Еп19 в NH_3/H_2 при 515 °С

Это наглядно иллюстрируют приведенные на рис. 4 зависимости глубины нитридного слоя на стали 42CrMo4 (отечественный аналог – 38ХМ) от длительности выдержки при температуре 570 °С при разных азотирующих атмосферах – смеси азота и водорода [5].



Рис. 4. Влияние насыщающей способности среды на образование слоя соединений на стали 42CrMo4 (отечественный аналог – 38ХМ)

Как известно, процентное содержание азота в газовой смеси с водородом существенно влияет как на глубину слоя, так и на образова-

ние на поверхности нитридного белого слоя. При ионном азотировании, как и при газовом, существует взаимосвязь между содержанием азота в смеси и временем образования нитридного слоя. Доказательством этому служат приведенные на рис. 5 кривые азотного потенциала при азотировании сталей D-2 (отечественный аналог – X12M) и H-13 [17] (отечественный аналог – 4X5MФ1C).

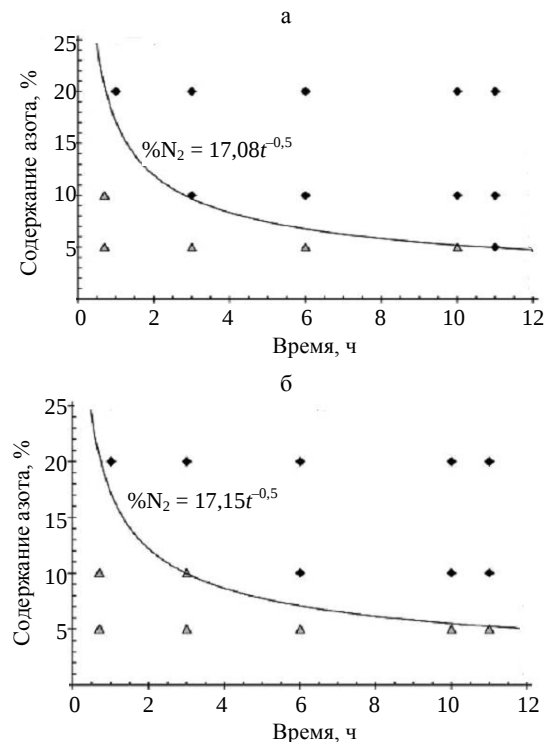


Рис. 5. Кривые азотного потенциала для сталей D-2 (а) и H-13 (б) при ионном азотировании в смеси $\text{N}_2 + \text{H}_2$ при 520 °С: ромбы – с образованием белого слоя; треугольники – без белого слоя

Основным отличием ионного азотирования от классического газового является то, что помимо потока нейтральных частиц в разряде (атомов, молекул) на поверхность металла-катода воздействует поток положительных ионов, плотность и энергия которого зависят от параметров разряда – плотности тока и величины катодного падения потенциала. Как показал анализ режимов азотирования садов на промышленном оборудовании, диапазон изменения параметра j/p^2 ($\text{A}/(\text{м} \cdot \text{Па}^2)$) достаточно узок, и величина катодного падения потенциала на 5–10 % превышает значение для нормальной плотности тока для азота [18]. Следовательно, определяющую роль в формировании химиче-

ской активности разряда, наряду с содержанием азота в смеси с другими газами, должна играть плотность тока разряда. Это убедительно доказывают данные, приведенные в табл. 1, 2 (температура выдержки составляет 560 °С; длительность выдержки – 5 ч; доля азота в смеси с водородом – 5 % (табл. 1) и 25 % (табл. 2)) [19]. Следует отметить, что управление плотностью тока при неизменной температуре садки возможно лишь в установках с горячими стенками, когда, задавая значение температуры стенки экрана, мы тем самым задаем определенную мощность тепловых потерь садки, в то время как в установках с холодными стенками мощность тепловых потерь зависит от температуры садки, числа теплозащитных экранов и степени их черноты [7].

Таблица 1

Влияние плотности тока разряда на поверхностную твердость (HV1) различных марок сталей после ионного азотирования

Марка стали	Поверхностная твердость (HV1) при плотности тока, А/м ²		
	4,8	9,2	11,3
16MnCr5 (18XГ)	498	551	686
42CrMo4 (38ХМ)	426	432	507
X40CrMoV51 (4Х5МФ1С)	958	1003	1051

Таблица 2

Влияние плотности тока разряда на глубину нитридного слоя для разных марок сталей

Марка стали	Глубина слоя, мкм, при плотности тока, А/м ²		
	4,8	9,0	11,8
16MnCr5 (18XГ)	3,0	3,5	5,5
42CrMo4 (38ХМ)	3,5	4,5	7,0
X40CrMoV51 (4Х5МФ1С)	0,5	2,5	7,5

Похожие результаты влияния плотности тока разряда на глубину диффузионного и нитридного слоев для сталей 40Х и 38Х2МЮА при неизменной температуре садки и заданном процентном содержании азота в смеси с водородом приведены в [20], что также указывает на взаимосвязь мощности, вкладываемой в разряд, и его химической активности (так называемым потенциалом азотирования). Согласно современным представлениям о процессе ионного азотирования, определяющую роль в формировании азотированного слоя играют атомы

азота [1, 2]. Их образование в разряде происходит по двум причинам:

- вследствие диссоциации молекул азота в зоне катодного свечения и диффузии к катоду;
- в результате диссоциативной рекомбинации молекулярных ионов на поверхности катода.

Таким образом, падающий на катод (обрабатываемые детали) поток частиц состоит из двух потоков – ионов и нейтральных частиц. Плотность потока ионов на поверхность катода-садки j_+ можно определить через плотность тока разряда j_i следующим образом:

$$j_+ (\text{м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}) = j_i / q_e = j_i / 1; \\ 6022 \cdot 10^{-19} = 0,624 \cdot 10^{19} j_i (\text{А/м}^2), \quad (6)$$

где q_e – заряд электрона.

Скорость образования атомов в катодном свечении можно представить в виде

$$R = k_{\text{дис}} N_e N_2 (\text{см}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}), \quad (7)$$

где $k_{\text{дис}}$ – коэффициент диссоциации азота, зависящий от параметра E/N , N_e – концентрация электронов в катодном свечении; N_2 – то же молекул азота в разряде; E – напряженность электрического поля в катодном слое.

Поток атомов азота, образующихся в катодном слое, можно оценить из выражения

$$\Pi_N (\text{м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}) = \frac{1}{4} n v, \quad (8)$$

где n – концентрация атомов; v – скорость атомов, определяемая температурой газа в катодном слое.

Согласно [21], выражение для концентрации атомов азота в разряде имеет следующий вид:

$$N_a = \frac{2r_d N_e}{\frac{1}{\tau} + r_d N_e} N_m, \quad (9)$$

где r_d – коэффициент диссоциации молекул азота; τ – время пребывания молекул азота в зоне разряда.

Как видно из приведенных выше выражений, для определения плотности потока молекулярных ионов азота необходимо знать плотность тока разряда и процентное содержание азота в рабочей смеси. Более сложную задачу представляет определение потока атомов

азота – здесь нужны данные о концентрации электронов N_e и молекул N_2 , коэффициенте диссоциации молекул N_2 .

При столкновении с частицей матрицы молекулярный ион N_2^+ захватывает электрон из среды свободных электронов разряда, образующихся вследствие ион-электронной эмиссии, или от частицы поверхности, и нейтрализуется. После захвата электрона образуется неустойчивая молекула, которая впоследствии диссоциирует с образованием двух атомов азота (процесс диссоциативной рекомбинации). Образовавшиеся атомы азота диффундируют в глубь поверхности, либо участвуют в образовании нитридов легирующих элементов или железа, или же на поверхности рекомбинируют в молекулу.

Если принять, что основным источником атомарного («реактивного») азота является процесс диссоциативной рекомбинации молекулярного иона N_2^+ на поверхности [2], то количественно плотность потока азота на поверхность можно представить в следующем виде:

$$P_{N_2} (\text{л}/(\text{ч} \cdot \text{м}^2)) = 0,897j (\text{А}/\text{м}^2) \cdot (\%N_2), \quad (10)$$

где 0,897 – коэффициент пропорциональности между расходом азота, л/ч, при нормальных условиях (давление – 0,1 МПа и температура $T = 293 \text{ К}$) и количеством частиц (в секунду); j – плотность тока разряда; $\%N_2$ – доля азота в газовой смеси.

Для типичных параметров процесса ионного азотирования на промышленном оборудовании величина плотности тока составляет обычно $j = 2,5\text{--}12,0 \text{ А}/\text{м}^2$, доля азота в смеси – на уровне 25–75 %. Следовательно, плотность потока азота при данных величинах соответственно от 0,54 до 7,78 л/(ч·м²). Произведение плотности потока азота на время выдержки дает величину дозы азота (л/м²), которая теоретически могла быть поглощена поверхностью садки за время обработки.

Для определения величины растворенного в азотированном слое азота необходимо знать его распределение по глубине слоя. Типичный профиль распределения азота по глубине слоя для стали 38Х2МЮА после газового азотирования в течение 24 ч при температуре 520 °С [8] приведен на рис. 6.

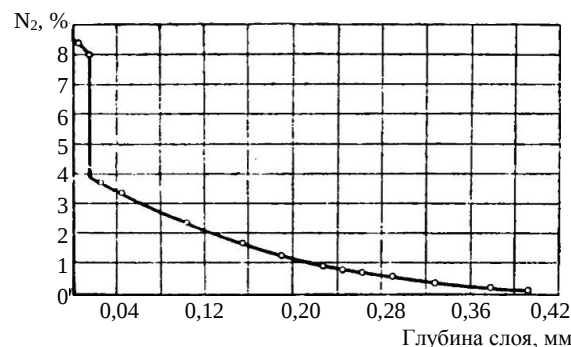


Рис. 6. Распределение азота по глубине азотированного слоя

Концентрация азота в интервале от 4,0 до 8,5 % соответствует нитриднему слою, состоящему из $(\gamma' + \epsilon)$ -фазы. Расчет концентрации азота методом графического интегрирования с использованием соответствующих формул из [1] показывает, что общее содержание азота в слое (доза поглощенного азота) составляет 47,6 г/м² азотированной площади, или соответственно 40,8 л азота/м². Следовательно, среднее удельное поглощение азота должно быть не менее 1,7 л/(ч·м²).

Анализ результатов обработки конкретных садок на промышленных установках показал корреляцию между дозой азота и результатами обработки. Так, при азотировании изделий из стали 20Х при температуре 550 °С при дозе азота 52–65 л/м² глубина слоя составляет 0,62–0,70 мм при поверхностной твердости 614–635 HV, в то время как азотирование при дозе 21 л/м² в течение такого же времени выдержки позволило получить глубину лишь 0,32 мм при твердости 537 HV.

При ионном азотировании в первый период насыщения идет активное поглощение азота поверхностью садки, и газовая среда при относительно малом значении P_{N_2} может не успевать восполнять количество активных атомов азота, диффундирующих в глубь металла. Затем, по мере замедления диффузии атомов в глубь металла вследствие снижения градиента концентрации, концентрация активного азота в газовой фазе возрастает. Это особенно наглядно видно при обработке садок с большой азотируемой площадью. Изменение частоты вращения насоса ДВН-50 при ионном азотировании садки деталей из стали 40Х с активной (поглощающей азот) площадью 24 м² представ-

лено на рис. 7. Поскольку по условиям процесса давление в рабочей камере должно быть неизменным для поддержания постоянства вольт-амперных характеристик разряда, для его обеспечения изменяется скорость откачки системы путем изменения частоты вращения упомянутого насоса. Если в первоначальный момент имеет место большое поглощение азота, то это приведет к снижению давления в камере и соответственно к изменению вольт-амперной характеристики разряда – увеличению напряжения разряда и уменьшению тока, что крайне нежелательно, так как будет снижаться химическая активность разряда. Для предотвращения этого автоматически снижается частота вращения ротора двухроторного насоса, что эквивалентно уменьшению скорости откачки, и, тем самым, давление в камере сохраняется неизменным. Затем, по мере насыщения садки азотом, его концентрация в камере возрастает, и для обеспечения постоянства давления в рабочей камере частота вращения плавно увеличивается. Диапазон изменения частоты достаточно велик – от 3,7 до 18,0 Гц, что соответствует увеличению эффективной скорости откачки вакуумной системы от 5,8 до 13,0 л/с.

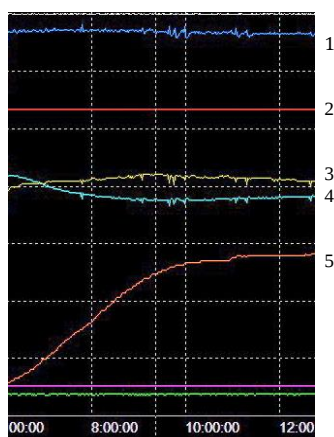


Рис. 7. Графический протокол процесса ионного азотирования садки общей площадью 24 м²:

- 1 – давление в рабочей камере; 2 – температура садки;
- 3 – ток разряда; 4 – напряжение разряда;
- 5 – частота вращения ротора насоса

Как видно из представленных данных, активная фаза поглощения азота продолжается более 4 ч с момента начала процесса выдержки. Обработка результатов по изменению частоты вращения насоса в течение процесса насыще-

ния позволила установить, что в первые моменты насыщения суммарное поглощение азота составляет около 50 л/ч, а удельное соответственно – 2,0–2,5 л/ч (рис. 8). Рассчитанное значение плотности потока азота для данного режима составило 2,62 л/(ч·м²) (плотность тока – 3,61 А/м², доля азота – 0,81). Таким образом, в первые часы выдержки поглощение составляет почти 95 % рассчитанной плотности потока азота

$$Q = p(S + f), \quad (11)$$

где p – рабочее давление, Па; S – эффективная скорость откачки, л/с; f – скорость поглощения азота садкой, л/с.

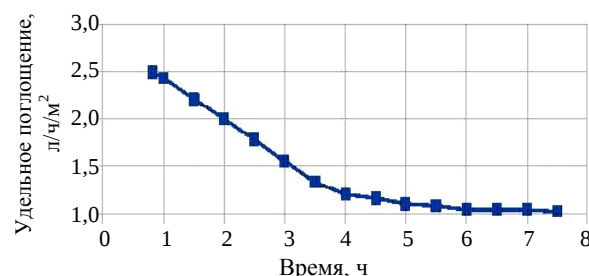


Рис. 8. Удельное поглощения азота в процессе азотирования (расход азота Q (л/ч) при атмосферном давлении необходимо задавать, учитывая, что в процессе обработки происходит непрерывная откачка камеры)

При разработке технологического режима азотирования следует иметь в виду, что количество азота M_N , удаленное диффузией в глубь металла за время τ , определяется выражением [22]

$$M_N = 2(C_N^{\text{пов}} - C_N^{\text{сердц}}) \sqrt{\frac{D\tau}{\pi}}, \quad (12)$$

где $C_N^{\text{пов}}$ и $C_N^{\text{сердц}}$ – соответственно концентрация азота на поверхности и в сердцевине; D – коэффициент диффузии.

Из этого выражения следует, что, управляя потоком активного азота на поверхность, особенно в первые моменты насыщения, можно создавать высокую концентрацию азота на поверхности и соответственно в глубине металла вследствие большого градиента концентрации. Эти факторы обеспечивают необходимую глубину азотирования и распределение твердости азотированного слоя по глубине за относительно непродолжительное время насыщения, су-

существенно меньшее, чем при газовом азотировании. Распределение твердости по глубине азотированного слоя, полученное за 10,5 ч выдержки при среднем значении параметра P_{N_2} , равном 2,45–2,50, и температуре выдержки 535 °С на сталях 40Х и 25 ХГТ, представлено на рис. 9.

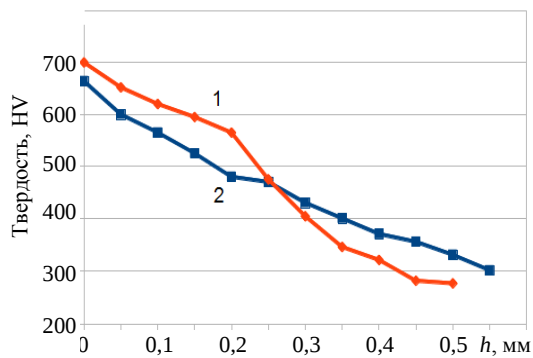


Рис. 9. Распределение твердости по глубине азотированного слоя для сталей 25ХГТ (1) и 40Х (2)

При уменьшении плотности потока азота, что может быть обусловлено увеличением загрузки камеры, приводящей к снижению плотности тока, процентное содержание азота в смеси необходимо увеличить. Однако это не всегда приводит к положительному результату. Профили азотированного слоя стали 25ХГТ, полученные в штатном режиме обработки (плотность потока азота – 2,45–2,50 л/(ч·м²)) и в режиме с плотностью потока азота 2,1 л/(ч·м²) (плотность тока – 2,5 А/м²; доля азота – 0,95), представлены на рис. 10. Как видно из приведенных данных, несмотря на почти одинаковую поверхностную твердость и глубину слоя, распределение твердости по глубине слоя в случае меньшей плотности потока азота оказалось более резким. Имеющиеся данные [3, 4, 23] показывают, что при прочих равных технологических факторах для каждой конкретной установки существует определенное давление рабочего газа (так называемое давление максимального насыщения), обеспечивающее наибольшую глубину диффузионной зоны, а зависимость глубины диффузионной зоны от давления азотсодержащей среды имеет ярко выраженный экстремум. Однако здесь нужно четко разграничивать, каким образом осуществляется повышение давления – путем увеличения сум-

марного расхода газа (либо газовой смеси) либо путем снижения эффективной скорости откачки системы. Если повышение давления азотсодержащей среды происходит путем увеличения расхода газа, то это приводит также и к росту плотности тока. Эти факторы и обеспечивают рост активности разряда. Однако при обработке садок с большой азотируемой поверхностью рост давления свыше некоторого критического значения может привести к переходу разряда из аномального в нормальный на верхней части садки. Это приведет к тому, что разряд не будет «гореть» на части изделий, и следовательно, эти площади не будут азотированы.

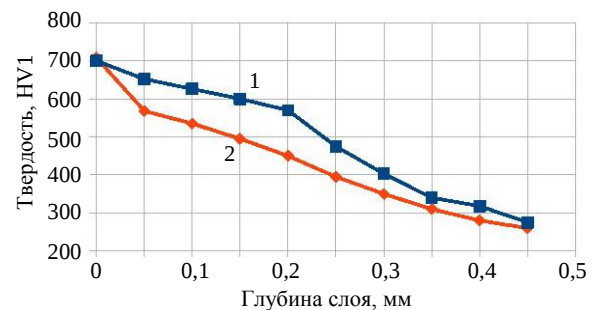


Рис. 10. Распределение твердости по глубине азотированного слоя для стали 25ХГТ: 1 – штатный режим; 2 – режим с меньшей плотностью потока азота

При проведении процессов обработки садок большой площади на промышленном оборудовании рабочее давление должно находиться в обратной зависимости от площади садки – по мере ее увеличения оно должно снижаться для обеспечения аномальности разряда. Поэтому для сохранения высокой химической активности разряда доля азота в составе газовой смеси должна увеличиваться, чтобы сохранить постоянной плотность потока азота. При повышении температуры выдержки при неизменной доле азота в смеси возрастает и плотность потока азота на поверхность (табл. 3).

Поток активного азота зависит от температуры садки, которая определяется значением мощности теплообмена между содержимым садки и стенками камеры на стадии выдержки (табл. 3). Значение мощности во многом обусловлено габаритными размерами камеры [7]. По мере повышения температуры садки вследствие роста плотности тока активность

разряда возрастает, хотя доля азота в рабочей смеси (аргон + азот) в эксперименте остается неизменной – 62,5 %.

Таблица 3

Химическая активность разряда
при различных температурах садки

T садки, °C	U , В	j , А/м ²	$p_{\text{ср}}$, кВт	Доля азота в смеси, %	Π_{N_2} , л/(ч·м ²)
480	394	3,51	10,7	83,0	1,90
515	411	3,86	12,3	76,0	2,10
530	420	3,97	13,0	73,0	2,14
550	423	4,32	14,2	67,5	2,33
570	431	4,67	15,7	62,5	2,52

Таким образом, если строить зависимость, например, глубины азотированного слоя от температуры, то нужно иметь в виду, что в данном случае изменяются два параметра – температура процесса и плотность потока азота на поверхность. Пятый столбец табл. 3 показывает, что для обеспечения постоянства удельного потока азота на поверхность (равного 2,52 л/(ч·м²)) при низких температурах доля азота в смеси должна быть больше, чем при более высоких температурах.

Важным параметром, характеризующим интенсивность процесса ионного азотирования, является плотность потока диффундирующего в сталь азота – функции параметров разряда (плотности тока и напряжения) – и заданного расхода, которая может изменяться в ходе процесса по произвольному алгоритму. В то же время плотность потока азота Π_{N_2} , л/(ч·м²), должна выбираться в зависимости от величины растворимости азота и коэффициента диффузии в α -твердом растворе для конкретной марки стали [15]

$$\Pi_{\text{N}_2} (\text{л}/(\text{ч} \cdot \text{м}^2)) = 0,89 C_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}} \sqrt{D_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}}} / \sqrt{\tau}, \quad (13)$$

где $D_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}}$ – коэффициент диффузии азота в α -твердом растворе легированной стали; τ – время, в течение которого при потоке азота Π_{N_2} концентрация его в поверхностном слое достигает значения, равного величине растворимости $C_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}}$, после чего может начаться образование белого слоя ($\gamma' + \varepsilon$), существенно замедляющего диффузию азота в металл.

Каждой марке стали в зависимости от температуры процесса, загрузки камеры и заданной плотности потока азота соответствует определенное время τ , в течение которого азот будет эффективно поглощаться поверхностью деталей без образования белого слоя.

Выражения (10) и (13) в совокупности показывают взаимосвязь химической активности разряда с характеристиками азотируемой стали – растворимостью азота в α -твердом растворе и коэффициентом диффузии:

$$0,897 j (\text{А}/\text{м}^2) \cdot (\% \text{N}_2) = 0,89 C_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}} \sqrt{D_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}}} / \sqrt{\tau}, \quad (14)$$

а после преобразований – выражение, связывающее искомую долю азота в смеси активных газов как функцию плотности тока разряда, времени азотирования и характеристик азотируемой стали:

$$(\% \text{N}_2) = C_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}} \sqrt{D_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}}} / j \sqrt{\tau}. \quad (15)$$

Выражение (15) и есть азотный потенциал тлеющего азотсодержащего разряда при ионном азотировании. В (15) для определения величины $C_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}}$ (в размерности литр азота в метре кубическом) можно воспользоваться следующей зависимостью:

$$C_{\alpha-\text{Fe}}^{\text{лег}} = 9,47 \cdot 10^7 \cdot \% \text{N} / (14 + 41,85 \cdot \% \text{N}), \quad (16)$$

где $\% \text{N}$ – растворимость азота (в массовых процентах) в α -твердом растворе стали [24].

Это выражение получено из формул, приведенных в [1].

ВЫВОД

Регулирование строения азотированного слоя при ионном азотировании достигается изменением плотности потока азота в плазме, поддерживая который на уровне растворимости азота в той или иной фазе (α , γ') можно получать азотированный слой, состоящий только из α -твердого раствора либо из γ' -нитридного слоя и диффузионного подслоя. Для каждой марки стали существует определенный диапазон значений плотности потока азота, обеспечивающий предельную концентрацию азота в α -твердом растворе. При этом на поверхности не

образуется γ' -слой, характеризующийся низкой диффузионной подвижностью азота.

ЛИТЕРАТУРА

1. Берлин, Е. В. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей / Е. В. Берлин, Н. Н., Коваль, Л. А. Сейдман. – М.: Техносфера, 2012. – 464 с.
2. Пастух, И. М. Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде / И. М. Пастух. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2006. – 364 с.
3. Ионная химико-термическая обработка сплавов / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – М.: Изд-во МГТУ имени Баумана, 1999. – 400 с.
4. Лахтин, Ю. М. Теория и технология азотирования / Ю. М. Лахтин. – М.: Metallurgia, 1991. – 320 с.
5. Чаттерджи-Фишер, Р. Азотирование и карбонитрование / Р. Чаттерджи-Фишер, Ф. Эйзелл. – М.: Metallurgia, 1990. – 280 с.
6. Pye, D. Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing / D. Pye. – Ohio: ASM International Park, 2003.
7. Босьяков, М. Н. Энергетические параметры процессов ионного азотирования на промышленном оборудовании / М. Н. Босьяков, А. А. Козлов // Доклады БГУИР. – 2013. – Т. 73, № 3. – С. 76–82.
8. Минкевич, А. Н. Химико-термическая обработка стали / А. Н. Минкевич. – М.: ГНТИМЛ, 1950. – 434 с.
9. Азотный потенциал: современное состояние проблемы и концепция развития / В. М. Зинченко [и др.]. – М.: ФГУП Изд-во «Машиностроение», 2003. – 90 с.
10. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М.: Metallurgia, 1985. – 256 с.
11. Лахтин, Ю. М. Физические основы процесса азотирования / Ю. М. Лахтин. – М.: Машгиз, 1948. – 141 с.
12. Mittemeijer, E. J. Thermodynamics, Kinetics and Process Control of Nitriding / E. J. Mittemeijer, M. A. J. Somers // Surface Engineering. – 1997. – Vol. 13, No 6. – P. 483–497.
13. Лахтин, Ю. М. Регулирование фазового состава и содержание азота в нитридном слое при азотировании стали 38Х2МЮА / Ю. М. Лахтин // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – 1996. – № 1. – С. 6–11.
14. Spies, H.-J. Controlled Nitriding / H.-J. Spies, H. Le Thien, H. Biemann // Nitriding Technology. Theory and Praxis: Proceedings of the 9th Int. Seminar / edited by A. Nakonieczny. – Warsaw, Poland: Inst. of Precision Mechanics, 2003. – P. 119–127.
15. Sun, Y. Computer Prediction of Threshold Nitriding Potential Curves / Y. Sun, T. Bell // Heat Treatment of Metals. – 1997. – No 24 (2). – P. 43–49.
16. Franco, A. R. Jr. Analise Numerica e Experimental da Cinetica de Nitretacao a Plasma de Acos-Ferramenta / Franco A. R. Jr., C. M. G. Ospina, A. P. Tschiptschin // Tecnologia em Metalurgia e Materiais. – 2004. – Vol. 1. – P. 6–11.
17. Режим доступа: www.abcm.org.br/.../cobem/2005

18. Энгель, А. Физика и техника электрического разряда в газах. В 2 т. / А. Энгель, М. Штенбек. – М.: ОНТИ-НКТП, 1935. – Т. 2. – 384 с.

19. Edenhofer, B. Fortschritte in der Prozessregelung Beim Plasmaaufkohlen und Plasmanitrieren / B. Edenhofer // HTM. – 1989. – No 44. – P. 339–346.

20. Установки ионного азотирования / В. Блинов [и др.] // Поверхности термич. технологии: матер. докладов первой науч.-техн. конф., Варна, Болгария, 4–6 окт. 1989 г. – Варна, 1989. – С. 53.

21. Моделирование процессов образования атомарного азота в плазме тлеющего разряда в смеси азот – аргон / В. А. Хомич [и др.] // Письма в Журнал технической физики. – 2010. – Т. 36, вып. 10. – С. 918–922.

22. Термическая обработка в машиностроении: справ. / под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – 783 с.

23. Панайоти, Т. А. Создание максимальной насыщающей способности газовой среды при ионном азотировании сплавов / Т. А. Панайоти // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – No 4. – С. 70–78.

24. Лахтин, Ю. М. Расчет влияния легирующих элементов на растворимость и диффузию азота в стали при азотировании в α - и ϵ -фазах / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, А. А. Булгач. – Труды МАДИ. Азотирование в машиностроении. – 1974. – Вып. 174. – С. 42–59.

REFERENCES

1. Berlin, E. V., Koval, N. N., & Seidman, L. A. (2012) *Plasma Chemical and Thermal Treatment of Steel Parts*. Moscow, Tekhnosfera. 464 p. (in Russian).
2. Pastukh, I. M. (2006) *Theory and Practice of Hydrogen-Free Nitriding in Glow-Discharge*. Kharkov, National Science Center Kharkov Physical-Technical Institute. 364 p. (in Russian).
3. Arzamasov, B. N., Bratukhin, A. E., Eliseev, Iu. S., & Panaioti, T. R. (1999) *Ion Chemical and Thermal Treatment of Alloys*. Moscow, Bauman Moscow State Technical University Publishing House. 400 p. (in Russian).
4. Lakhtin, Yu. M. (1991) *Theory and Technology of Nitriding*. Moscow, Metallurgia. 320 p. (in Russian).
5. Chatterjee-Fischer, R., & Eysell, F. (1990) *Nitriding and Carbonitriding*. Moscow, Metallurgia. 280 p. (in Russian).
6. Pye, D. (2003). *Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing*. Ohio, ASM International Park. 251 p.
7. Bosiaikov, M. N., & Kozlov, A. A. (2013) *Energetic Parameters of Ion Nitriding Processes in Industrial Equipment*. Doklady BGUIR [Reports of the Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics], 73 (3), 76–82 (in Russian).
8. Minkevich, A. N. (1950) *Chemical and Thermal Treatment of Steel*. Moscow, GNTIML Publishing House. 434 p. (in Russian).
9. Zinchenko, V. M., Syropiatov, V. Ia., Prusakov, B. A., & Perekatov, Iu. A. (2003) *Nitrogen Potential: Status Update on the Problem and Development Concept*. Moscow, Mashinostroenie. 90 p. (in Russian).

10. **Lakhtin, Yu. M.**, & Arzamasov, B. N. (1985) *Chemical and Thermal Treatment of Metals*. Moscow, Metallurgia. 256 p. (in Russian).
11. **Lakhtin, Yu. M.** (1948) *Physical Principles of Nitriding Process*. Moscow, Mashgiz. 141 p. (in Russian).
12. **Mitteemeijer, E. J.**, & Somers, M. A. J. (1997) Thermodynamics, Kinetics and Process Control of Nitriding. *Surface Engineering*, 13 (6), 483–497.
13. **Lakhtin, Yu. M.** (1996) Regulation of Phase Composition and Nitrogen Content in Nitriding Layer While Nitriding 38X2MIOA Steel. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov* [Metallurgy and Heat Treatment of Metals], 1, 6–11 (in Russian).
14. **Spies, H.-J.**, Thien, H. Le, & Biermann, H. (2003) Controlled Nitriding. *Nitriding Technology. Theory and Praxis: Proceedings of the 9th Int. Seminar*. Warsaw, Poland, Inst. of Precision Mechanics, 119–127.
15. **Sun, Y.**, & Bell, T. (1997) Computer Prediction of Threshold Nitriding Potential Curves. *Heat Treatment of Metals*, 24 (2), 43–49.
16. **Franco Jr., A. R.**, Ospina, C. M. G., & Tschitschin, A. P. (2004) Analise Numerica e Experimenttal da Cinetica de Nitretacao a Plasma de Acos-Ferramenta. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, 1, 6–11 (Portuguese).
17. **ABCM. Associacao Brasileira de Engenharia e Ciencias Mecanicas**. Available at: <http://www.abcm.org.br/.../cobem/2005> (Accessed 25 January 2014).
18. **Engel, A.**, & Shtenbeck, M. (1935) *Physics and Mechanism of Electrical Discharge in Gas. Vol. 2*. Moscow, ONTI-NKTP. 384 p.
19. **Edenhofer, B.** (1989) Fortschritte in der Prozessregelung Beim Plasmaaufkohlen und Plasmanitrieren. *HTM – Haertereitechnische Mitteilungen*, 44, 339–346 (German).
20. **Blinov, V.** (1989) Ion Nitriding Units. *Poverkhnostni Termichni Tekhnologii: Mater. Doklady Pervoi Nauch.-Tekhn. Konf.* [Surface Thermal Technologies: Proceedings of the 1st Scientific & Technical Conference]. Varna, 53 (in Russian).
21. **Khomich, V. A.**, Ryabtsev, A. V., Didyk, E. G., Zhovtyansky, V. A., & Nazarenko, V. G. (2010) Numerical Simulation of Atomic Nitrogen Formation in Plasma of Glow Discharge in Nitrogen-Argon Mixture. *Letters to Technical Physics Journal*, 36 (10), 918–922. Doi: 10.1134/S1063785010100135.
22. **Lakhtin, Yu. M.**, & Rakhshadt, A. G. (1980). *Thermal Treatment in Mechanical Engineering*. Moscow, Mashinostroenie. 783 p. (in Russian).
23. **Panaioti, T. A.** (2003) Creation of Maximum Saturating Capacity of Gas Medium During Ion Nitriding of Alloys. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov* [Physics & Chemistry of Material Treatment], 4, 70–78 (in Russian).
24. **Lakhtin, Yu. M.**, Kogan, Ya. D., & Bulgach, A. A. (1974) Calculation of Influence of Alloying Elements on Nitrogen Solubility and Diffusion in Steel During Nitriding Process in α - and ϵ -Phases. *Trudy MADI. Azotirovanie v Mashinostroenii* [Proceedings of the Moscow Automobile and Road Institute “Nitriding in Mechanical Engineering”], 174, 42–59 (in Russian).

Поступила 21.11.2014

A portrait of a middle-aged man with a receding hairline, wearing a dark pinstripe suit, white shirt, and a striped tie. He is seated at a wooden desk, smiling slightly at the camera. His hands are resting on the desk, near a computer mouse. On the desk, there are several papers, a black pen, and a mobile phone. In the background, a large white office printer or copier is visible against a light-colored wall.

Еще со школьных лет Игорь Евгеньевич увлекался электронной схемотехникой, и сочетание хорошей базовой подготовки с творческим аналитическим и практическим умом позволяло ему быстро переключаться с решения одних сложных научных задач на другие, проводить параллельно исследования по нескольким научным направлениям и доводить теоретические исследования до практических приложений. Он умел быстро схватывать основную суть как организационных, так и научных проблем и, анализируя, находить простые и логичные пути решения. И. Е. Зуйков сохранял уверенность и спокойствие в любых ситуациях. Эти качества пригодились ему в годы перестройки. Когда казалось, что все вокруг рушится, он сумел сохранить свою научную лабораторию, адаптировать ее тематику к новым условиям работы и стать востребованным как внутри нашей страны, так и за ее пределами. Под его руководством был заключен ряд контрактов с КНР, Российской Федерацией и внутри страны. В ходе их выполнения разработаны как образцы бесплатформенных навигационных систем на основе кольцевых лазерных гироскопов, так и высокотехнологичные электронные компоненты их систем обеспечения. В результате были созданы компактные изделия, включающие современную цифровую обработку данных и управление режимами работы.

Большое внимание Игорь Евгеньевич уделял методам контроля навигационных датчиков и разработке соответствующего стендового оборудования, в которых в полной мере находили отражение современные информационные технологии. Одним из примеров такой работы является созданная в рамках научно-технической программы Союзного государства «Космос-НТ» адаптивная бесплатформенная инерциальная навигационная система (БИНС-А).

И. Е. Зуйков постоянно перемещался по миру: сегодня он в Минске, а завтра уже в Пекине, послезавтра в Дамаске. Нескончаемые семинары, симпозиумы, переговоры по поводу использования полученных в его лаборатории результатов. В последние несколько лет он занимался проблемой создания принципиально новых датчиков для измерения характеристик гравитационного поля Земли на борту подвижных носителей.

Деятельность Игоря Евгеньевича не ограничивалась научной работой. Он внес большой вклад в становление высшего образования в области приборостроения Республики Беларусь. Начиная с 2003 г. он являлся председателем Учебно-методического объединения высших учебных заведений Республики Беларусь по образованию в области приборостроения, активным сторонником интегрированной системы обучения ссуз – вуз, при которой выпускники колледжей соответствующих специальностей могли продолжать обучение в университете, используя уже полученные знания, не с первого, а сразу со второго или третьего курса. Благодаря его усилиям заключались договоры и поддерживались контакты с рядом колледжей республики. Жизнь подтвердила эффективность такой системы: выпускники интегрированного набора выгодно отличаются от «стандартных студентов» в ходе учебы своей мотивацией, а при выполнении дипломных проектов – своей профессиональной подготовкой и практичностью подхода.

И. Е. Зуйков уделял большое внимание организационной и методической работе как заведующий кафедрой «Информационно-измерительная техника и технологии», которая под его руководством стала одной из ведущих в БНТУ. Здесь открыта подготовка инженеров по специальностям «Спортивная инженерия», «Методы и приборы контроля качества и диагностики состояния объектов» и впервые начата подготовка инженеров по специальности «Техническое обеспечение безопасности», организована работа испытательного центра средств специальной защиты. На базе специальностей руководимой им кафедры созданы новая кафедра микро- и нанотехники, а также единственный в СНГ и Европе спортивно-технический факультет. Под его научным руководством сотрудники кафедры совместно с НИИ пожарной безопасности и проблем чрезвычайных ситуаций МЧС Республики Беларусь вели научные исследования в области разработки новых технических средств обнаружения пожара, методик их испытаний, компьютерного моделирования начальной стадии пожаров в помещениях.

Много сил И. Е. Зуйков уделял подготовке научных кадров высшей квалификации, являясь председателем Совета по защите докторских диссертаций Д 02.05.17 и членом Совета по защите докторских диссертаций при Институте прикладной физики НАН Беларуси. Он был членом редакционной коллегии международного научно-технического журнала «Наука и техника», активно содействовал становлению научно-технического журнала «Приборы и методы измерений» и вошел в состав его редколлегии. Под его руководством были подготовлены шесть кандидатов и один доктор наук. Успехи И. Е. Зуйкова на ниве образования отмечены Грамотой Министерства образования Республики Беларусь, нагрудным знаком «Выдатнік адукацыі». На его счету – более 400 научных статей и докладов, 50 изобретений, три учебных пособия.

Игорь Евгеньевич оставил после себя много реализованных и еще нереализованных идей. Навсегда запомнятся его энтузиазм, увлеченность своим делом, исключительная интеллигентность в общении с людьми, стремление оказать помощь молодежи, занимающейся научными исследованиями. Память о нем сохраняют в своих сердцах его ученики, коллеги, а также все те, кто его знал.