

Учредитель — учреждение образования «Барановичский государственный университет».

Свидетельство о регистрации в Министерстве информации Республики Беларусь от 30 июля 2012 г. № 1533.

Серия: **ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ (Машиностроение и машиноведение. Процессы и машины агроинженерных систем)**

В серии научно-практического журнала публикуются статьи, прошедшие рецензирование и содержащие новые научные результаты в области механики, машиностроения и машиноведения, процессов и машин агроинженерных систем.

#### Редакционная коллегия:

д-р с.-х. наук, проф. В. И. Кочурко (гл. ред.);  
канд. филол. наук, доц. А. В. Никишова (зам. гл. ред.);  
канд. пед. наук, доц. Е. И. Пономарёва (отв. ред.);  
д-р техн. наук, проф. А. В. Алифанов (отв. ред. сер.);  
канд. пед. наук, доц. Н. А. Егорова  
(ред. текстов на англ. яз.);  
Е. Г. Хохол (ведущий ред.)

#### Машиностроение и машиноведение:

д-р техн. наук, проф. **В. М. Благодарный**,  
отв. за направление (Барановичи);  
чл.-кор. Нац. акад. наук Беларуси,  
д-р техн. наук, проф. А. В. Белый (Минск);  
д-р техн. наук, проф. К. Василко (Кошице, Словакия);  
д-р техн. наук, проф. О. Г. Девойно (Минск);  
канд. техн. наук, доц. Ю. К. Калугин (Гродно);

чл.-кор. Нац. акад. наук Беларуси,  
д-р техн. наук А. П. Ласковнёв (Минск);  
канд. техн. наук, доц. М. В. Нерода (Барановичи);  
д-р техн. наук, проф. Н. В. Спиридонов (Минск);  
д-р техн. наук В. А. Томило (Минск);  
д-р техн. наук, проф. В. К. Шелег (Минск)

#### Процессы и машины агроинженерных систем:

канд. техн. наук, доц. И. В. Дубень,  
отв. за направление (Барановичи);  
канд. техн. наук, доц. Г. И. Анискович (Минск);  
канд. техн. наук, доц. Г. Ф. Бетенья (Минск);  
канд. техн. наук, доц. В. А. Дремук (Барановичи);  
д-р техн. наук, проф. А. С. Добышев (Горки);  
д-р техн. наук, проф. В. С. Ивашко (Минск);  
д-р техн. наук, проф. А. Н. Карташевич (Горки);  
д-р техн. наук, проф. А. В. Клочков (Горки)

## СОДЕРЖАНИЕ

### ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ

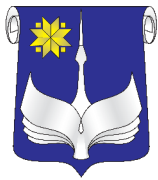
#### Машиностроение и машиноведение

Алифанов А. В., Голуб В. М., Милокова А. М. Аналитическое исследование тепловых процессов при холодном прессовании дискретных материалов . . . . .	7
Алифанов А. В., Милокова А. М., Цуран В. В. Определение оптимальных режимов термической и термомеханической обработки рубильных ножей . . . . .	17
Алифанов А. В., Попова Ж. А., Ционенко Д. А. Модель нестационарной диффузии примесей в легированных сталях при магнитно-импульсном воздействии . . . . .	23
Гавриленя А. К., Дремук В. А., Богданович И. А. Многостадийность измельчения как путь повышения эффективности ролико-кольцевых мельниц центробежного типа . . . . .	28
Гордиенко А. И. Инновационные разработки Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси . . . . .	34
Гуринович В. И., Голубев В. С., Соловей Н. Ф. Структурные изменения в среднелегированных сталях при лазерной закалке и модифицировании поверхности . . . . .	40
Клубович В. В. Исследование влияния ультразвука на физико-механические свойства разнородных материалов при их деформации . . . . .	46

<b>Константинов В. М.</b> Исследование наплавочных сплавов для восстановления изношенных электродов контактной сварки арматуры железобетонных изделий . . . . .	53
<b>Константинов В. М.</b> Систематизация легирующих электродов в наплавочных сплавах на железной основе . . . . .	60
<b>Милюкова А. М.</b> Исследование деформированного состояния заготовки крупногабаритного режущего инструмента в процессе его горячего формообразования . . . . .	66
<b>Томило В. А.</b> Перспективные направления исследований Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси в области деформационных технологий . . . . .	72
<b>Фридрих А. П., Костюк О. И.</b> Особенности механической обработки древесины методом плоского шлифования, факторы, влияющие на период стойкости инструмента и мощность резания . . . . .	79

#### Процессы и машины агроинженерных систем

<b>Бетень Г. Ф., Анискович Г. И., Голубев В. С., Давидович А. Н.</b> Инновационные технологии при изготовлении конкурентоспособных деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин . . . . .	86
<b>Карташевич А. Н., Гордеенко А. В., Понталёв О. В.</b> Расчёт электроподогревателя топлива в системе питания дизельного двигателя при низких температурах . . . . .	95
<b>Карташевич А. Н., Понталёв О. В., Гордеенко А. В.</b> Повышение эффективности работы системы смазывания автотракторных двигателей за счёт внедрения систем контроля показателей масла . . . . .	101



Заснавальнік — установа адукацыі «Баранавіцкі дзяржаўны ўніверсітэт».  
Пасведчанне аб рэгістрацыі ў Міністэрстве інфармацыі Рэспублікі Беларусь  
ад 30 ліпеня 2012 г. № 1533.

**Серыя: ТЭХНІЧНЫЯ НАВУКІ (Машынабудаванне і машыназнаўства. Працэсы і машыны аграінжынерных сістэм)**

У серыі навукова-практычнага часопіса друкуюцца артыкулы, якія прайшлі рэцэнзаваанне і змяшчаюць новыя навуковыя вынікі ў галіне механікі, машынабудавання і машыназнаўства, працэсаў і машын аграінжынерных сістэм.

### Рэдакцыйная калегія:

д-р с.-г. навук, праф. В. І. Качурка (гал. рэд.);  
канд. філал. навук, дац. А. В. Нікішова (нам. гал. рэд.);  
канд. пед. навук, дац. А. І. Панамарова (адк. рэд.);  
д-р тэхн. навук, праф. А. В. Аліфанаў (адк. рэд. сер.);  
канд. пед. навук, дац. Н. А. Ягорава  
(рэд. тэкстаў на англ. мове);  
А. Г. Хахол (вядучы рэд.)

### Машынабудаванне і машыназнаўства:

д-р тэхн. навук, праф. У. М. Благодарны,  
адк. за напрамак (Баранавічы);  
чл.-кар. Нац. акад. навук Беларусі, д-р тэхн. навук,  
праф. А. У. Белы (Мінск);  
д-р тэхн. навук, праф. К. Васілка (Кошыцэ, Славакія);  
д-р тэхн. навук, праф. А. Г. Дзявойна (Мінск);  
канд. тэхн. навук, дац. Ю. К. Калугін (Гродна);

чл.-кар. Нац. акад. навук Беларусі, д-р тэхн. навук  
А. П. Ласкаўнёў (Мінск);  
канд. тэхн. навук, дац. М. У. Нярода (Баранавічы);  
д-р тэхн. навук, праф. М. В. Спірыдонаў (Мінск);  
д-р тэхн. навук В. А. Таміла (Мінск);  
д-р тэхн. навук, праф. В. К. Шэлег (Мінск)

### Працэсы і машыны аграінжынерных сістэм:

канд. тэхн. навук, дац. І. В. Дубень,  
адк. за напрамак (Баранавічы);  
канд. тэхн. навук, дац. Г. І. Анісковіч (Мінск);  
канд. тэхн. навук, дац. Р. П. Бяцэня (Мінск);  
канд. тэхн. навук, дац. У. А. Драмук (Баранавічы);  
д-р тэхн. навук, праф. А. С. Добышаў (Горкі);  
д-р тэхн. навук, праф. В. С. Івашка (Мінск);  
д-р тэхн. навук, праф. А. М. Каргашэвіч (Горкі);  
д-р тэхн. навук, праф. А. В. Клачкоў (Горкі)

## ЗМЕСТ

### ТЭХНІЧНЫЯ НАВУКІ

#### Машынабудаванне і машыназнаўства

Аліфанаў А. В., Голуб В. М., Мілокова Г. М. Аналітычнае даследаванне цеплавых працэсаў пры халодным прасаванні дыскрэтных матэрыялаў . . . . .	7
Аліфанаў А. В., Мілокова Г. М., Цуран У. У. Вызначэнне аптымальных рэжымаў тэрмічнай і тэрма механічнай апрацоўкі рубільных нажоў . . . . .	17
Аліфанаў А. В., Папова Ж. А., Цыяненка Д. А. Мадэль нестацыянарнай дыфузіі прымясаў у легіраваных сталях пры магнітна-імпульсным уздзеянні . . . . .	23
Гаўрыленя А. К., Драмук У. А., Багдановіч І. А. Многастадыйнасць здрабнення як шлях павышэння эфектыўнасці роліка-кальцавых млыноў цэнтрабежнага тыпу . . . . .	28
Гардзіенка А. І. Інавацыйныя распрацоўкі Фізіка-тэхнічнага інстытута Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі . . .	34
Гурьновіч В. І., Голубеў В. С., Салавей М. Ф. Структурныя змяненні ў сярэднелегіраваных сталях пры лазернай закалцы і мадыфікаванні паверхні . . . . .	40
Клубовіч У. У. Даследаванне ўплыву ультрагуку на фізіка-механічныя ўласцівасці разнародных матэрыялаў пры іх дэфармацыі . . . . .	46
Канстанцінаў В. М. Даследаванне наплавачных сплаваў для ўзнаўлення зношаных электродаў кантактнай зваркі арматуры жалезабетонных вырабаў . . . . .	53
Канстанцінаў В. М. Сістэматызацыя легіруючых электродаў у наплавачных сплавах на жалезнай аснове . . . .	60

<b>Мілюкова Г. М.</b> Даследаванне дэфарміраванага стану загатоўкі буйнагабарытнага рэжучага інструмента ў працэсе яго гарачага формаўтварэння . . . . .	66
<b>Таміла В. А.</b> Перспектыўныя накірункі даследаванняў Фізіка-тэхнічнага інстытута Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі ў галіне дэфармацыйных тэхналогій . . . . .	72
<b>Фрыдрых А. П., Касцюк А. І.</b> Асаблівасці механічнай апрацоўкі драўніны метадам плоскага шліфавання, фактары, якія ўплываюць на перыяд трываласці інструменту і магутнасць рэзання . . . . .	79

#### **Працэсы і машыны аграінжынерных сістэм**

<b>Бяцэня Р. Ф., Анісковіч Г. І., Голубеў В. С. Давідовіч А. М.</b> Інавацыйныя тэхналогіі пры вырабе канкурэнтаздольных дэталей рабочых органаў сельскагаспадарчых машын . . . . .	86
<b>Карташэвіч А. М., Гардзеенка А. В., Панталёў А. У.</b> Разлік электрападагравальніка паліва ў сістэме сілкавання дызельнага рухавіка пры нізкіх тэмпературах . . . . .	95
<b>Карташэвіч А. М., Панталёў А. В., Гардзеенка А. В.</b> Павышэнне эфектыўнасці сістэмы змазвання аўтатрактарных рухавікоў за кошт укаранення сістэм кантролю паказчыкаў масла . . . . .	101



# BarSU Herald

Scientific and practical journal.  
Published since March 2013.  
Quarterly  
in Russian, Belarusian  
and English languages.

Issue 2

2014

Founder — the Educational Institution “Baranovichi State University”.  
Certificate of registration in the Ministry of Information of the Republic of Belarus  
№ 1533 dated July 30, 2012.

Series: ENGINEERING SCIENCES (Mechanical and Theoretical Engineering, Processes and Machines of Agroengineering Systems)

The series of the theoretical and practical journal publishes reviewed articles containing new research results in the field of mechanics, mechanical and theoretical engineering, processes and machines of agroengineering systems.

### Editorial board:

Dr. Sci., Prof. V. I. Kochurko (Editor-in-Chief);  
Dr. A. V. Nikishova (Deputy Editor-in-Chief);  
Dr. Ye. I. Ponomaryova (Executive Editor);  
Dr. Sci., Prof. A. V. Alifanov  
(Series Executive Editor);  
Dr. N. A. Yegorova (English Text Editor);  
Ye. G. Khokhol (Senior Editor)

### Mechanical and Theoretical Engineering:

Dr. Sci., Prof. V. M. Blagodarny,  
respons. for the topic area (Baranovichi);  
Corresponding Member of the National Academy  
of Sciences of the Republic of Belarus,  
Dr. Sci., Prof. A. V. Belyy (Minsk);  
Dr. Sci., Prof. K. Vasilko  
(Kosice, Slovakiya);  
Dr. Sci., Prof. O. G. Devoyno (Minsk);  
Dr. Yu. K. Kalugin (Grodno);

Corresponding Member of the National Academy  
of Sciences of the Republic of Belarus,  
Dr. Sci. A. P. Laskovnyov (Minsk);  
Dr. M. V. Neroda (Baranovichi);  
Dr. Sci., Prof. N. V. Spiridonov (Minsk);  
Dr. Sci. V. A. Tomilo (Minsk);  
Dr. Sci., Prof. V. K. Sheleg (Minsk)

### Processes and Machines of Agroengineering Systems:

Dr. I. V. Duben, respons. for the  
topic area (Baranovichi);  
Dr. G. I. Aniskovich (Minsk);  
Dr. G. F. Betenya (Minsk);  
Dr. V. A. Dremuk (Baranovichi);  
Dr. Sci., Prof. A. S. Dobyshev (Gorki);  
Dr. Sci., Prof. V. S. Ivashko (Minsk);  
Dr. Sci., Prof. A. V. Klochkov (Gorki);  
Dr. Sci., Prof. A. N. Kartashevich (Gorki)

## CONTENTS

### TECHNICAL SCIENCES

#### Machine Building and Engineering Science

<b>Alifanov A. V., Golub V. M., Milukova A. M.</b> Analytical study of thermal processes while applying the cold pressing of discrete materials . . . . .	7
<b>Alifanov A. V., Milukova A. M., Tsuran V. V.</b> Determining the optimal regimes of thermal, thermal and mechanical processing of chipper knives . . . . .	17
<b>Alifanov A. V., Popova Zh. A., Tsionenko D. A.</b> Model of impurities unsteady diffusion in alloy steels under magnet and pulse action . . . . .	23
<b>Gavrilenya A. K., Dremuk V. A., Bogdanovich I. A.</b> Multistage grinding as the way to improve the efficiency of the ring-roller centrifugal mills . . . . .	28
<b>Gordienko A. I.</b> Innovative developments of the Institute of Physics and Technical Sciences of the Belarusian National Academy of Sciences . . . . .	34
<b>Gurinovich V. I., Golubev V. S., Solovei N. F.</b> Structural changes in average alloyed steels under laser hardening and surface modification . . . . .	40
<b>Klubovich V. V.</b> Study of the ultrasound influence on the physical and mechanical properties of dissimilar materials while deforming . . . . .	46

<b>Konstantinov V. M.</b> Study of surface alloys for restoring worn electrodes of concrete products welding reinforcement .....	53
<b>Konstantinov V. M.</b> Systematization of alloy electrodes in surface iron-based alloys .....	60
<b>Milukova A. M.</b> Study of the workpiece bulky cutter deformed condition in its hot formation .....	66
<b>Tomilo V. A.</b> Perspective research of the Institute of Physics and Technical Sciences of the Belarusian National Academy of Sciences in the field of deformation technology .....	72
<b>Fridrih A. P., Kostyuk O. I.</b> Features of mechanical wood processing by surface grinding, the factors influencing the tool life and cutting power .....	79

#### **Processes and Machines of Agroengineering Systems**

<b>Betenya G. F., Aniskovich G. I., Golubev V. S., Davidovich A. N.</b> Innovative technologies while preparing competitive parts of agricultural machines working body .....	86
<b>Kartashevich A. N., Gordeenko A. V., Pontalev O. V.</b> Calculation of electric heater in the fuel supply system of the diesel engine at low temperatures .....	95
<b>Kartashevich A. N., Pontalev O. V., Gordeenko A. V.</b> Improving the efficiency of automotive engines lubrication system by means of the oil performance monitoring systems introduction .....	101

УДК 621.73.043:621.762.4

А. В. Алифанов<sup>1</sup>, В. М. Голуб<sup>2</sup>, А. М. Милюкова<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск

<sup>2</sup> Учреждение образования «Белорусский государственный педагогический университет имени Максима Танка», Минск

## АНАЛИТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ХОЛОДНОМ ПРЕССОВАНИИ ДИСКРЕТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рассмотрены особенности холодного прессования дискретных материалов в жёстких матрицах как в условиях теплоизоляции, так и при наличии теплообмена с окружающей средой, а также распределения температурного поля по сечению прессуемой детали. Выведены соответствующие зависимости.

**Ключевые слова:** тепловыделение, пластическое деформирование, дискретные композиции, порошковое прессуемое изделие, холодное прессование.

**Введение.** Известно, что на характер пластического течения определённое влияние оказывают факторы упрочнения и разупрочнения в процессах деформирования упрочняющихся материалов. И если упрочнение происходит за счёт накопленных деформаций, то разупрочнение может произойти из-за выделения соответствующего количества тепла в процессе деформации или передачи его от внешних источников.

В данной статье предметом исследования являются процессы тепловыделения и теплопередачи, происходящие непосредственно при холодном деформировании дискретных материалов. Рассматриваются тепловые процессы при деформировании дискретных материалов до их максимального уплотнения. Необходимо отметить, что тепловые процессы, сопутствующие реальным процессам пластического деформирования, могут инициировать разрывы смазочных прослоек, развитие наростов на инструменте и появление задиров на поверхности изделий, что недопустимо.

Целью исследования является разработка инженерных методов расчёта основных тепловых характеристик процесса прессования дискретных (порошковых, гранулированных) материалов в жёстких матрицах.

**Особенности холодного деформирования дискретных материалов.** Процесс деформирования дискретных материалов заключается в их уплотнении и пластической обработке в целях обеспечения определённых свойств, размеров и формы прессуемых изделий. В ходе деформирования происходит непрерывное уменьшение пористости дискретного материала с одновременным увеличением его относительной плотности. При этом дискретные частицы (порошок, гранулы), перемещаясь относительно друг друга, вначале заполняют промежуточные пустоты (поры), а далее, после достижения наиболее плотной упаковки, уплотнение осуществляется за счёт деформирования самих частиц. Деформация частиц, как упругая, так и пластическая, начинается вблизи контактных участков с постепенным распространением вглубь основы частицы [1], [2]. В результате частицы деформируемого материала схватываются друг с другом по контактирующим поверхностям, что обеспечивает сохранение заданной формы прессуемой детали после её извлечения из матрицы. Наличие упругой деформации при прессовании дискретного материала влечёт за собой возникновение упругих напряжений, которые после освобождения прессуемой детали приводят к её частичному расширению, что называют упругим последствием. Процессы объёмного деформирования частиц дискретного материала и (в меньшей степени) упругого деформирования приводят к довольно значительному повышению температуры прессуемого изделия, которая бывает тем выше, чем больше величина сопротивления деформированию обрабатываемого материала.

При прессовании дискретного материала возникают силы трения как между отдельными частицами (внутреннее трение), так и между дискретными частицами и стенками инструмента (внешнее трение) [3]. Величина силы внешнего трения, как правило, возрастает с увеличением усилия прессования. Наличие

внешнего трения приводит к неравномерному распределению напряжений по сечению прессуемой детали, а также к неравномерной её плотности.

Силы внешнего и внутреннего трения также вызывают повышение температуры прессуемой заготовки, причём с неравномерным её распределением по сечению изделия.

Таким образом, деформационные процессы и силы трения (внутренние и внешние) влекут за собой изменение теплосодержания деформируемой системы, что оказывает значительное влияние на все процессы, происходящие при прессовании дискретного материала (сопротивление деформации, диффузионные и фазовые явления и т. д.). В конечном счёте характер изменения температуры прессуемой детали в процессе деформирования существенно влияет на её качество, структуру и свойства.

В то же время подавляющее большинство исследований в области деформирования дискретных материалов посвящено, главным образом, выяснению закономерностей, связывающих усилия прессования и плотность дискретной композиции. Необходимые зависимости в основном устанавливаются на основе анализа контактного взаимодействия дискретных частиц с использованием принципов статической механики [1], [2], [3], [4]. При этом температура дискретной системы почти всегда принимается постоянной, только в отдельных случаях влияние температуры учитывается значениями физико-механических свойств. Исключением является, например, исследование А. В. Степаненко и Л. А. Исаевича [5], где приведён приближённый расчёт охлаждения металлических лент, полученных из порошка и гранул методом прокатки. Тепловой режим формирования дискретных композиций в условиях различных методов деформирования практически не изучен. В то же время эффективное применение в промышленности пористых многофункциональных материалов постоянно повышает требования к качеству продукции, что обуславливает необходимость создания инженерных методов расчёта основных режимных параметров технологического процесса, учитывающих характерные особенности тепловых условий деформирования прессуемых изделий из дискретных материалов. Это позволит не только осуществлять отработку оптимальной технологии производства, но и в значительной мере управлять свойствами и качеством готовых изделий. Кроме того, установление закономерностей характера изменения условий теплообмена в процессе формирования пористых прессуемых деталей даёт реальную возможность создания новых дискретных (порошковых, гранулированных) композиционных материалов с заданными функциональными свойствами.

**Особенности прессования в жёстких матрицах.** Процесс холодного прессования в жёстких матрицах в настоящее время используется для получения различного рода изделий и заготовок из соответствующих порошков (гранул) и их композиций. Формирование порошковых (гранулированных) прессуемых изделий происходит при непрерывном изменении их размеров, а также уменьшении пористости и увеличении плотности материала. При этом имеет место выделение теплоты деформации, которая в большинстве случаев распределяется по всему объёму изделия, что приводит к его нагреванию до значительных температур. В то же время процесс прессования обычно протекает в условиях теплообмена прессуемой детали с контактирующими поверхностями пресс-формы. Кроме того, в некоторых случаях осуществляется предварительный подогрев порошкового материала и матрицы. В силу всего вышесказанного определённый интерес представляет характер изменения температурного поля порошковой прессуемой заготовки в течение всего процесса её деформирования в жёстких матрицах.

Метод прессования в жёстких матрицах позволяет получать изделия самой разнообразной конфигурации. В то же время задача о распределении тепла в телах произвольной формы является наиболее сложной из всей теории теплопроводности и в общем случае строгими аналитическими методами решена быть не может. При решении задач теплообмена влияние конфигурации может быть эффективно учтено при использовании эквивалентного размера, определяемого из условия равенства объёмов рассматриваемого и эквивалентного тел, на основе принципа стабильности теплового потока [6]. При этом практически все характерные типы существующих тел можно приближённо свести к трём классическим видам (неограниченная плоская стенка, бесконечно длинный цилиндр и шар), что позволяет осуществлять решение задач распространения тепла в прессуемых изделиях произвольной формы.

**Прессование в условиях теплоизоляции.** Рассмотрим особенности изменения температурного поля цилиндрической прессуемой детали, которая наиболее характерна для случая прессования металлических порошков в жёстких матрицах, например, методом осадки в закрытом штампе (рисунок 1). Анализ процесса будем осуществлять при условии постоянства теплофизических коэффициентов системы и температуры пресс-формы.

При деформировании порошковой прессуемой детали в условиях её теплоизоляции от пресс-формы изменение температуры материала происходит только за счёт выделения теплоты деформации [7]. При этом имеет место непрерывное уменьшение объёма прессовки и увеличение её плотности.

Дифференциальное уравнение теплового баланса процесса должно объединять элементарное количество выделившейся теплоты прессования и теплоты, аккумулированной прессуемым изделием. Используя известную зависимость работы прессования порошкового материала от его свойств, давления деформирования и размеров прессуемого изделия при наличии внешнего трения о стенки пресс-формы [3], дифференциальное уравнение теплового баланса процесса можно представить в виде соотношения

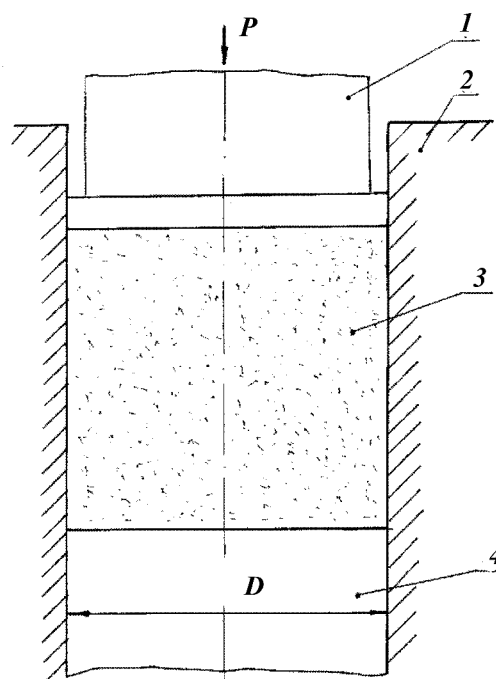
$$mcdT = -P_k S I h_k \left( 1 + \frac{A}{2v} \right) \frac{(v^n - v_0^n) dv}{(1 - v_0^n) v^2}, \quad (1)$$

- где  $m$  — масса прессуемого изделия;  
 $c$  — удельная теплоёмкость прессуемого изделия;  
 $T$  — текущая температура прессуемого изделия;  
 $P_k$  — давление истечения максимально уплотнённого (компактного) порошкового материала;  
 $S$  — номинальное сечение прессуемого изделия;  
 $I$  — тепловой эквивалент работы;  
 $A$  — постоянная, характеризующая размеры прессуемой детали [7];  
 $v = h_k / h$  — текущая относительная плотность прессуемого изделия;  
 $v_0 = h_k / h_0$  — начальная относительная плотность прессуемого изделия;  
 $h_k, h$  и  $h_0$  — конечная, текущая и начальная высота прессуемого изделия соответственно;  
 $n$  — показатель степени, зависящий от механических свойств, режима обработки, коэффициента контактного трения, относительной плотности порошкового материала.

Проинтегрировав соотношение (1) в пределах от  $T_0$  до  $T$  и от  $v_0$  до  $v$ , получаем зависимость температуры прессуемой детали от параметров процесса:

$$T = T_0 + \frac{P_k S I h_k}{(1 - v_0^n) mc} \left[ \frac{1}{n-1} (v^{n-1} - v_0^{n-1}) + \left( \frac{v_0^n}{v} - v_0^{n-1} \right) + \frac{A}{2(n-2)} (v^{n-2} - v_0^{n-2}) + \frac{A}{4} \left( \frac{v_0^n}{v^2} - v_0^{n-2} \right) \right], \quad (2)$$

где  $T_0$  — начальная температура прессуемого изделия.



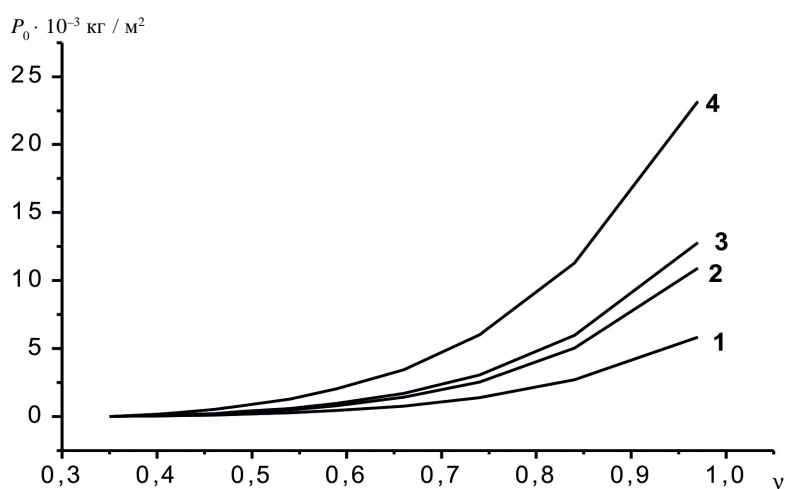
1 — верхний пуансон; 2 — матрица;  
 3 — пористая заготовка; 4 — нижний пуансон (выталкиватель)

Рисунок 1 — Схема прессования пористой заготовки в закрытом штампе

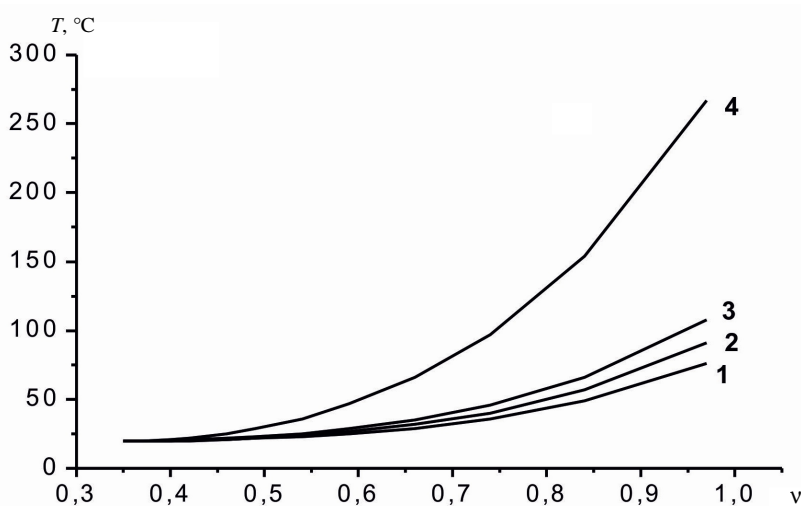
Давление прессования для реального процесса определяется выражением [3]

$$P_0 = P_k \left( 1 + \frac{A}{2v} \right) \frac{v^n - v_0^n}{1 - v_0^n}.$$

Приведены зависимости давления прессования (*a*) и температуры (*б*) от относительной плотности прессуемого изделия для различных порошков: алюминия ( $P_k$  равно 5 465 кг/м<sup>2</sup>,  $n = 5,29$ ), железа ( $P_k = 10\,200$  кг/м<sup>2</sup>,  $n = 5,34$ ), меди ( $P_k = 11\,930$  кг/м<sup>2</sup>,  $n = 5,23$ ) и титана ( $P_k = 21\,460$  кг/м<sup>2</sup>,  $n = 4,94$ ) (рисунок 2). Значение постоянной *A*, характеризующей размеры прессуемой детали и её взаимодействие с прессформой [3], для всех материалов было принято одинаковым ( $A = 0,16h_k/x_1$ ). Величины  $P_k$  и  $n$  определялись



*a*)



*б*)

1 — алюминий; 2 — железо; 3 — медь; 4 — титан

**Рисунок 2 — Зависимость усилия прессования  $P_0$  (*a*) и температуры прессуемого изделия (*б*) от относительной плотности металлических порошков**

исходя из механических свойств металлов [8] по методике, описанной в работе [3]. Начальная плотность  $v_0$  для всех материалов была выбрана равной 0,35.

Это соответствует данным исследования [9] о том, что большинство порошковых материалов имеет относительную плотность в диапазоне 0,25...0,40. На начальном этапе разогрев прессуемого изделия является незначительным (см. рисунок 2, б), а с достижением величины  $v \approx 0,7$  происходит резкое увеличение температуры. Заметен также значительно больший нагрев титана, что объясняется его высоким пределом прочности и, соответственно, сопротивлением сжатию. Необходимо отметить, что формула (2) позволяет учитывать начальное состояние сжимаемого материала и фазу процесса, в отличие от уравнения (1.20), приведённого в исследовании [7], в котором повышение температуры зависит только от величины конечной деформации без учёта вышеприведённых факторов.

Таким образом, в условиях теплоизоляции прессуемого изделия от окружающей среды при повышении давления прессования и относительной плотности порошкового материала температура системы непрерывно увеличивается, причём на конечной стадии сжатия достаточно интенсивно.

**Температурный режим процесса прессования при наличии теплообмена с окружающей средой.** Реальный процесс прессования порошкового материала в жёстких матрицах обычно протекает в условиях нагрева прессуемой детали за счёт выделения теплоты деформации и одновременного её охлаждения с наружной поверхности в окружающую среду, роль которой играют элементы пресс-формы. Анализ процесса проведём с использованием допущения о равномерном распределении температуры по сечению прессуемой заготовки, что соответствует малой интенсивности теплообмена на её поверхности охлаждения.

Дифференциальное уравнение теплового баланса процесса должно включать элементарные количества теплоты прессования, аккумулированной теплоты и теплоты, отведённой от поверхности прессуемой заготовки в окружающую среду.

Выражение для определения элементарного количества теплоты, отведённой с поверхности за время  $dt$ , имеет вид

$$dQ_\alpha = \alpha(T - T_0)Fdt, \tag{3}$$

где  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи [6];

$F$  — площадь боковой поверхности охлаждения цилиндрической прессуемой детали со стороны стенок пресс-формы, определяемая по формуле  $F = 2\pi x_1 h$ , где  $x_1$  — радиус прессуемой детали.

Зависимость между временем и параметрами процесса прессования порошкового материала будем определять из следующих соображений. Обычно скорость прессования  $V$  является величиной заданной и постоянной в течение всего процесса деформирования. При этом взаимосвязь между  $V$  и  $t$  может быть выражена в следующем виде:

$$t = \frac{h_0 - h}{V} = \frac{h_k}{V} \left( \frac{1}{v_0} - \frac{1}{v} \right) \tag{4}$$

Продифференцировав выражение (4), находим, что

$$dt = -\frac{1}{V} dh = \frac{h_k}{V} \frac{dv}{v^2}. \tag{5}$$

Уравнение теплового баланса с учётом соотношений (1), (3), (5), имеет вид

$$mcdT + \alpha \frac{2\pi x_1 h h_k}{V} (T - T_0) \frac{dv}{v^2} = -P_k S I h_k \left( 1 + \frac{A}{2v} \right) \frac{(v^n - v_0^n)}{(1 - v_0^n)} \frac{dv}{v^2}. \tag{6}$$

После некоторых преобразований и интегрирования уравнения (6) [10], [11] получаем зависимость температуры прессуемой детали от параметров процесса прессования и характера теплообмена на её наружной поверхности:

$$T = T_0 + \exp\left[-\frac{\alpha\pi x_1}{Vmc}(h_0^2 - h^2)\right] \left[ B_1(h_0^4 - h^4) + B_2(h_0^3 - h^3) - B_3(h_0^2 - h^2) - B_4(h_0 - h) - \frac{B_5}{n-1}\left(\frac{1}{h_0^{n-1}} - \frac{1}{h^{n-1}}\right) - \frac{B_6}{n-2}\left(\frac{1}{h_0^{n-2}} - \frac{1}{h^{n-2}}\right) + \frac{B_7}{n-3}\left(\frac{1}{h_0^{n-3}} - \frac{1}{h^{n-3}}\right) + \frac{B_8}{n-4}\left(\frac{1}{h_0^{n-4}} - \frac{1}{h^{n-4}}\right) \right], \quad (7)$$

$$\text{где } B_1 = \frac{NAE}{8h_k}; \quad B_2 = \frac{NE}{3}; \quad B_3 = \frac{NA}{4mch_k}; \quad B_4 = \frac{N}{mc}; \quad B_5 = \frac{Lh_k^n}{mc}; \quad B_6 = \frac{LAh_k^{n-1}}{2mc}; \quad B_7 = Lh_k^n E; \quad B_8 = \frac{LAh_k^{n-1}E}{2};$$

$$N = \frac{P_k S h_0^n}{1 - v_0^n}; \quad L = \frac{P_k S l}{1 - v_0^n}; \quad E = \frac{\alpha\pi x_1}{V(mc)^2}.$$

Полученная формула (7) позволяет осуществлять расчёт температуры порошковой прессуемой детали в течение всего процесса деформирования. При этом учитывается как тепловой эффект деформации, так и наличие внешнего охлаждения системы, что соответствует реальному технологическому процессу прессования пористого порошкового материала в условиях малой интенсивности теплообмена с окружающей средой (пресс-формой).

Характер изменения температуры прессуемого изделия, при прочих равных условиях, в основном обуславливается скоростью прессования  $V$  и интенсивностью внешнего охлаждения, т. е. величиной коэффициента теплообмена  $\alpha$ . При малых значениях  $V$  и больших  $\alpha$  разогрев прессуемой детали, как правило, отсутствует, и наоборот, — при малой интенсивности теплообмена и высоких скоростях прессования происходит значительное увеличение температуры деформируемого материала. Рассмотрим случай скорости прессования  $V$ , при которой интенсивность тепловыделения за счёт работы деформации соответствует интенсивности теплоотвода с наружной поверхности прессуемой детали. При этом температура изделия остаётся постоянной в течение всего процесса деформирования. Величина  $V$  определяется из соотношения (7) при условии, что  $T$  равно  $T_0$ . Имеем

$$V = \frac{\alpha\pi x_1}{(mc)^2} \left[ \frac{NA}{8h_k}(h_0^4 - h^4) + \frac{N}{3}(h_0^3 - h^3) + \frac{Lh_k^n}{n-3}\left(\frac{1}{h_0^{n-3}} - \frac{1}{h^{n-3}}\right) + \frac{LAh_k^{n-1}}{2(n-4)}\left(\frac{1}{h_0^{n-4}} - \frac{1}{h^{n-4}}\right) \right] \times \left[ B_3(h_0^2 - h^2) + B_4(h_0 - h) + \frac{B_5}{n-1}\left(\frac{1}{h_0^{n-1}} - \frac{1}{h^{n-1}}\right) + \frac{B_6}{n-2}\left(\frac{1}{h_0^{n-2}} - \frac{1}{h^{n-2}}\right) \right]^{-1}. \quad (8)$$

Расчёты по формуле (8) показывают, что даже в условиях интенсивного теплообмена при вынужденной конвекции ( $\alpha$  равно 50...100 Вт/(м<sup>2</sup>·град)) величина  $V$  не превышает значений 0,1 мм/с. В большинстве же реальных процессов (прессование на гидравлическом прессе и др.) скорости прессования достигают десятков и сотен миллиметров в секунду. Таким образом, эти процессы практически всегда сопровождаются разогревом материала прессуемой детали.

**Распределение температурного поля по сечению прессуемого изделия.** При деформировании порошкового материала в условиях интенсивного внешнего теплообмена со стороны контактирующих поверхностей пресс-формы (окружающей среды) имеет место значительный перепад

температуры по сечению прессуемой детали. На практике часто требуется знать толщину охлаждённого слоя или закон продвижения фронта определённой температуры (фронта охлаждения) в теле заготовки. При прессовании в условиях теплообмена происходят два разнонаправленных процесса: разогрев всего объёма изделия до температуры  $T$  за счёт выделения теплоты деформации и теплоотдача через боковые стенки пресс-формы  $T_{п.-ф.}$ . Их взаимодействие приводит к тому, что на некотором расстоянии  $x_0$  от боковой поверхности температура прессуемого порошка  $T_{п.}$  будет меньше величины  $T$ . При этом в начале процесса фронт охлаждения распространяется от поверхности вглубь прессуемой детали, достигает её центральной части, и далее происходит одновременное охлаждение всего объёма материала. Для определения характера изменения температурного поля порошковой прессуемой заготовки используем метод исключения переменных [6] и зададимся распределением температуры по сечению прессуемой детали в виде параболы порядка  $n_1$ , которая для начальной стадии процесса имеет вид

$$T_{п.} = T - (T - T_{п.}) \left( 1 - \frac{x}{x_0} \right)^{n_1}, \tag{9}$$

где  $x$  — координата, отсчитываемая от боковой поверхности цилиндра по направлению к его центру;  $x_0$  — положение фронта охлаждения.

Дифференциальное уравнение теплового баланса процесса должно объединять элементарное количество потерянной аккумулированной теплоты прессования  $dQ_{акк\ \alpha}$  и количество  $dt$  тепла, переданное в окружающую среду через поверхность  $dQ_{\alpha}$ .

При параболическом распределении температуры по сечению цилиндрической порошковой прессуемой детали количество отведённой аккумулированной теплоты  $dQ_{акк\ \alpha}$  за время  $dt$  может быть выражено следующим образом:

– через параметры процесса прессования [3] по формуле

$$dQ_{акк\ \alpha} = \frac{P_{к} S I h_{к}}{(n_1 + 1)(1 - v_0^n)} \left( \frac{A}{v} + 2 \right) (v^n - v_0^n) \left[ 1 - \frac{x_0}{(n_1 + 2)x_1} \right] \frac{x_0}{x_1} \frac{dv}{v^2}; \tag{10}$$

– через теплофизические характеристики материала [6] по формуле

$$dQ_{акк\ \alpha} = \frac{F \rho c (T_{п.} - T_0)}{n_1 + 1} \frac{1 + 2n_1 \frac{\lambda}{\alpha x_0}}{\left( 1 + n_1 \frac{\lambda}{\alpha x_0} \right)^2} dx. \tag{11}$$

Количество тепла  $dQ_{\alpha}$ , переданное через боковую поверхность за тот же промежуток  $dt$ , составляет

$$dQ_{\alpha} = n_1 \frac{\lambda}{x_0} (T - T_{п.}) F dt, \tag{12}$$

где  $\lambda$  — коэффициент теплопроводности порошкового материала прессовки.

Значение коэффициента  $\lambda$  находится в непосредственной зависимости от состава и состояния материала, а также величины его пористости. В работе [9] на основе теоретических и экспериментальных исследований получено следующее выражение для расчёта коэффициента теплопроводности пористого тела в условиях хаотического распределения неизолированных включений:

$$\lambda = \lambda_n(1 - 1,5\Pi), \quad (13)$$

где  $\lambda_n$  — коэффициент теплопроводности материала частиц порошка;

$\Pi$  — относительная пористость тела, определяемая по формуле  $\Pi = (1 - v)$ .

Дифференциальные уравнения теплового баланса с учётом представленных соотношений (10)—(13) принимают вид

$$\frac{P_k S I h_k}{(n_1 + 1)(1 - v_0^n)} \left( \frac{A}{v} + 2 \right) (v^n - v_0^n) \left[ 1 - \frac{x_0}{(n_1 + 2)x_1} \right] \frac{x_0}{x_1} \frac{dv}{v^2} = n_1 \frac{\lambda}{x_0} (T - T_n) F dt, \quad (14)$$

$$n_1 \frac{\lambda}{x_0} (T - T_n) F dt = \frac{F \rho c (T_n - T_0)}{n_1 + 1} \frac{1 + 2n_1 \frac{\lambda}{\alpha x_0}}{\left( 1 + n_1 \frac{\lambda}{\alpha x_0} \right)^2} dx. \quad (15)$$

В результате дальнейших преобразований уравнения (15) получаем трансцендентное уравнение для определения глубины  $x_0$  проникновения фронта охлаждения в тело прессуемого изделия:

$$x_0^2 + \frac{2n_1 \lambda_n (k_1 v - k_2)}{\alpha} x_0 - 2n_1 \lambda_n (k_1 v - k_2) \times \left[ \frac{n_1 \lambda_n (k_1 v - k_2)}{\alpha^2} \ln \left( 1 + \frac{\alpha x_0}{n \lambda_n (k_1 v - k_2)} \right) + \frac{(n_1 + 1)(h_0 - h)}{c \rho v V} \right] = 0, \quad (16)$$

где  $k_1$  и  $k_2$  — коэффициенты, равные 1,5 и 0,5 соответственно.

Заменив в уравнении (14) величины  $dt$  и  $x_0$  соответствующими значениями из формул (4) и (16) и выразив площадь боковой поверхности  $F$  через  $F = 2\pi x_1 h_k / v$ , получаем зависимость температуры поверхности порошковой прессуемой детали от параметров процесса:

$$T_n = T - \frac{P_k S I}{2\pi(n_1 + 1)} (A + 2v) \frac{(v^n - v_0^n)}{(1 - v_0^n)} \left[ 1 - \frac{x_0}{(n_1 + 2)x_1} \right] \frac{x_0^2}{x_1^2} \frac{V}{\lambda_n (k_1 v - k_2) h_k}. \quad (17)$$

Величина температуры  $T$  рассчитывается по формуле (7). При известных значениях  $T$ ,  $T_0$  и  $x_0$  с помощью выражения (9) находим распределение температуры по сечению прессуемого изделия в течение всего процесса деформирования.

Зависимость (17) позволяет осуществлять расчёт изменения температуры порошковой цилиндрической детали до момента достижения фронтом охлаждения её центральной части, т. е. в течение времени  $t$ , равного  $t_n$ , которому соответствует условие  $x_0$  равно  $x_1$ . Для определения величины  $t_n$  воспользуемся уравнением теплового баланса процесса, включающим количество отведённой аккумулярованной теплоты к моменту  $t_n$  и количество тепла, подведённое к поверхности за счёт теплопроводности за тот же промежуток времени [6]:

$$\frac{\rho c v_n}{n_1 + 2} F_n x_1 (T_n - T_{n,n}) = n_1 \frac{\lambda_n}{2x_1} (k_1 v - k_2) (T_n - T_{n,n}) F_n t_n, \quad (18)$$

где индексом «ц» обозначены соответствующие величины в момент  $t$ , равный  $t_{ц}$ . При этом необходимо отметить, что  $v_{ц} = h_{к}/h_{ц}$  и  $h_{ц} = h_0 - V_{п}t_{ц}$ .

Решение уравнения (18) относительно  $t_{ц}$  даёт зависимость

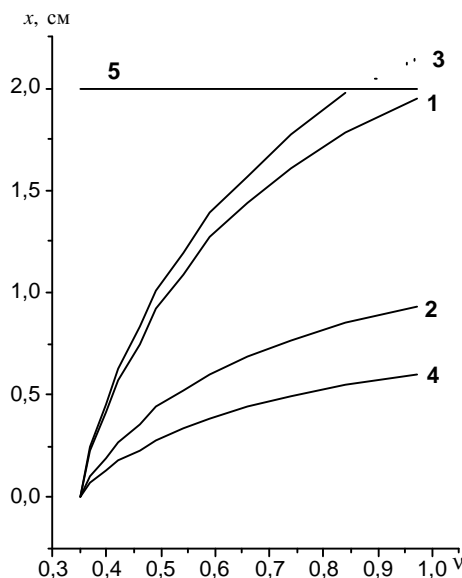
$$t_{ц} = \frac{(k_1 h_{к} - k_2 h_0)}{k_2 V} \left\{ \left[ \frac{2 \rho c x_1^2 h_{к} V}{n_1 \lambda_{п} (n_1 + 2) (k_1 h_{к} - k_2 h_0)^2} + \frac{1}{4} \right]^{1/2} - \frac{1}{2} \right\}. \tag{19}$$

Начиная с момента  $t$ , равного  $t_{ц}$ , процесс деформирования пористого материала протекает в условиях нагревания прессуемого изделия за счёт выделения теплоты деформации и одновременного охлаждения всего его объёма. Анализ показывает, что в реальных технологических процессах продолжительность деформирования материала в большинстве случаев значительно меньше величины  $t_{ц}$ . Отобразим движение фронта охлаждения вглубь прессовки радиусом 2 см в процессе прессования различных металлических порошков (рисунок 3).

Для материалов с высокой теплопроводностью (медь, алюминий) положение фронта охлаждения в конце сжатия близко к центру насыпки (теоретическое значение для меди даже превышает величину радиуса). В случае титана и железа, имеющих меньшее значение  $\lambda$ , фронт охлаждения за время прессования успевает пройти расстояние меньше половины радиуса прессуемой детали. Кроме того, следует учитывать, что с повышением скорости прессования это расстояние будет уменьшаться (см. рисунок 3). Поэтому полученные зависимости, характеризующие тепловые условия формирования прессуемых изделий в течение  $t \leq t_{ц}$ , могут быть эффективно использованы для практических расчётов всего технологического процесса прессования.

Возвратимся ещё раз к данным работы [7], из которых следует, что величина нагрева прессуемого изделия не зависит от его массы. Это является результатом того, что процесс прессования рассматривался без учёта внешнего трения (взаимодействия материала прессуемого изделия со стенками пресс-формы). Расчёты по формулам (2) и (7), учитывающим данный фактор, показывают, что с увеличением массы прессуемого порошка происходит линейный рост конечной температуры прессуемой детали. Имеется определённая связь между величиной нагрева и массой изделия (рисунок 4). Причём заметно, что для менее плотного материала (алюминий) указанная зависимость выражена более ярко. Данный факт можно объяснить тем, что при увеличении массы порошка на одинаковую величину при равном радиусе цилиндрической пресс-формы высота насыпки возрастает обратно пропорционально плотности материала. Это, в свою очередь, приводит к увеличению хода пуансона, более значительному для порошков с меньшей плотностью, и, следовательно, к увеличению тепловыделения за счёт внешнего трения.

Проведённый анализ теплового режима осуществлялся при условии, что  $T_0$  есть величина постоянная, а это соответствует процессу холодного деформирования пористого материала при постоянной температуре пресс-формы. В некоторых случаях, при интенсивной длительной работе, температура пресс-формы несколько повышается. Учёт влияния изменения её теплового состояния



1 — алюминий; 2 — железо; 3 — медь; 4 — титан; 5 — радиус прессуемого изделия или расстояние от боковой поверхности до центра прессуемого изделия

Рисунок 3 — Зависимость глубины  $x$  проникновения фронта охлаждения вглубь прессуемого изделия от относительной плотности  $\rho$  порошка

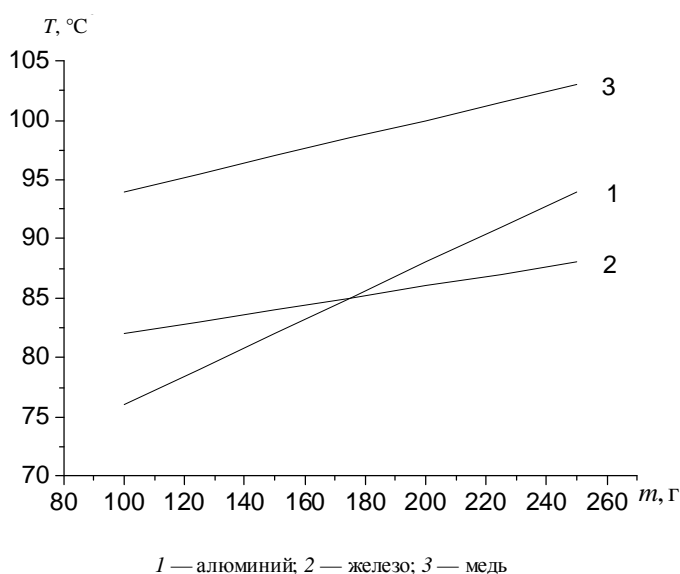


Рисунок 4 — Зависимость конечной температуры  $T$ , °C, прессуемой детали от её массы  $m$

может быть осуществлён с помощью использования значений средней калориметрической температуры [12] и поэтапного расчёта температурного поля прессовки.

**Заключение.** В результате проведённых аналитических исследований изучены особенности холодного прессования дискретных материалов (порошков или гранул) в жёстких матрицах как в условиях теплоизоляции, так и при наличии теплообмена с окружающей средой, а также распределения температурного поля по сечению прессуемого изделия. Выведены соответствующие зависимости, которые можно использовать для практических расчётов всего технологического процесса прессования дискретных материалов.

#### Список цитируемых источников

1. Федорченко, И. М. Основы порошковой металлургии / И. М. Федорченко, Р. А. Андриевский. — Киев : АН УССР, 1961. — 420 с.
2. Жданович, Г. М. Теория прессования металлических порошков / Г. М. Жданович. — М. : Металлургия, 1969. — 264 с.
3. Джонс, В. Д. Основы порошковой металлургии / В. Д. Джонс. — М. : Мир, 1965. — 403 с.
4. Бальшин, М. Ю. Основы порошковой металлургии / М. Ю. Бальшин, С. С. Кипарисов. — М. : Металлургия, 1978. — 184 с.
5. Степаненко, А. В. Непрерывное формирование металлических порошков и гранул / А. В. Степаненко, Л. А. Исаевич. — Минск : Наука и техника, 1980. — 256 с.
6. Вейник, А. И. Приближенный расчёт процессов теплопроводности / А. И. Вейник. — Л. : Госэнергоиздат, 1959. — 184 с.
7. Джонсон, У. Теория пластичности для инженеров / У. Джонсон, П. Меллор. — М. : Машиностроение, 1979. — 568 с.
8. Механические свойства металлов и сплавов / Л. В. Тихонов [и др.]. — Киев : Наук. думка, 1986. — 566 с.
9. Андриевский, Р. А. Порошковое материаловедение / Р. А. Андриевский. — М. : Металлургия, 1991. — 204 с.
10. Двайт, Г. Б. Таблицы интегралов и другие математические формулы / Г. Б. Двайт. — М. : Наука, 1979. — 228 с.
11. Смолянский, М. Л. Таблицы неопределённых интегралов / М. Л. Смолянский. — М. : Наука, 1967. — 216 с.
12. Вейник, А. И. Теория затвердения отливки / А. И. Вейник. — М. : Машгиз, 1960. — 436 с.

Материал поступил в редакцию 19.05.2014 г.

The features of discrete materials cold pressing in rigid matrices, both in terms of thermal insulation and on the condition of heat exchange with the environment, as well as the temperature field distribution over the cross section of pressing are under study. The corresponding relations have been found out.

**Key words:** heat, plastic deformation, discrete composition, powder pressed product, cold pressing.

УДК 674.05

**А. В. Алифанов<sup>1</sup>, А. М. Милюкова<sup>2</sup>, В. В. Цуран<sup>1</sup>**<sup>1</sup> Учреждение образования «Барановичский государственный университет», Барановичи<sup>2</sup> Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ РУБИЛЬНЫХ НОЖЕЙ

Приведены результаты исследований химического состава рубильных ножей зарубежных и отечественных производителей. Проанализированы марки сталей, наиболее часто применяемых для изготовления рубильных ножей отечественными производителями. Приведены результаты механических испытаний образцов из различных инструментальных сталей, подвергнутых термической обработке (закалке) и термомеханической обработке с низким отпускком.

**Ключевые слова:** термическая и термомеханическая обработка, период стойкости, ударные нагрузки, пластичность, упрочнение, рубильные ножи.

**Введение.** В Беларуси имеется достаточно много деревообрабатывающих предприятий, производящих технологическую щепу, которая применяется в целлюлозном производстве, для изготовления древесностружечных плит, а также в качестве топливного материала. Все эти предприятия оснащены рубильными машинами иностранного производства, рубильные ножи для которых также приходится приобретать за рубежом, используя для этого немалые бюджетные средства. Правительство Республики Беларусь поставило перед учёными и специалистами задачу разработать технологию и освоить производство рубильных ножей на отечественных предприятиях.

**Основная часть.** Для изготовления ножей с заданными эксплуатационными характеристиками необходимо использовать высоколегированные стали и определённые режимы термической (далее — ТО) или термомеханической обработки (далее — ТМО), обеспечивающие в готовых изделиях мелкодисперсную, однородную структуру и необходимое соотношение аустенита, мартенсита и карбидных включений. Это необходимо для обеспечения высокой прочности ножей в условиях ударных нагрузок и, что очень важно, сохранения высокой остроты режущего лезвия ножа в процессе эксплуатации. Главным препятствием для организации производства рубильных ножей на белорусских предприятиях является отсутствие необходимых знаний и опыта для проведения качественной ТО или ТМО легированных инструментальных сталей, обеспечивающих необходимые эксплуатационные свойства изделий (высокие показатели твёрдости, ударной вязкости, периода стойкости и др.). В литературных и коммерческих источниках сведения о режимах ТМО, считающиеся ноу-хау, не приводятся. В связи с этим производителям технологической щепы приходится приобретать ножи за рубежом.

Самая ответственная задача — это определение оптимальных режимов ТО для каждого вида ножей. В частности, необходимо путём правильно подобранного режима ТО достичь главной задачи — оптимального сочетания в рубильном ноже твёрдости и вязкости, чтобы он не терял остроту режущей кромки в течение длительного времени и выдерживал ударные нагрузки.

В ходе проведения исследовательской работы были рассмотрены несколько импортных ножей. После проведения спектрального анализа образцов импортных ножей фирм PILANA, PESSA и «СпецПромИнструмент» были получены определённые результаты (таблица 1).

Химическому составу образца № 1 фирмы PILANA наиболее соответствует сталь 4X5MФС, образца № 2 фирмы PESSA — сталь 7XФ, образца № 3 фирмы «СпецПромИнструмент» — сталь 55X7BCMФ.

Опытный образец рубильного ножа фирмы PILANA (рисунки 1 и 2) подвергался проверке на твёрдость в различных точках, а полученные шлифы изучались под микроскопом. Твёрдость ножа находилась в пределах 54...55 HRC. Измерения твёрдости других опытных образцов импортных ножей показали, что она также чаще всего находится в вышеуказанных пределах и одинакова как на всей поверхности ножа (режущая и крепёжная часть), так и во всём объёме ножа. Современные же ножи,

Т а б л и ц а 1 — Химический состав рубильных ножей

В процентах

Массовая доля легирующих элементов								
C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	Ti	Mo	V
Рубильный нож № 1 фирмы PILANA								
0,617450	1,096960	0,474250	3,885990	0,098898	0,278910	0,050370	0,704390	0,399980
Рубильный нож № 2 фирмы PESSA								
0,824000	0,691000	0,286000	1,023000	0,189000	0,267000	0,012000	—	0,002000
Рубильный нож № 3 фирмы «СпецПромИнструмент»								
0,907000	0,678000	0,285000	1,070000	0,147000	0,185000	0,020000	—	0,002000

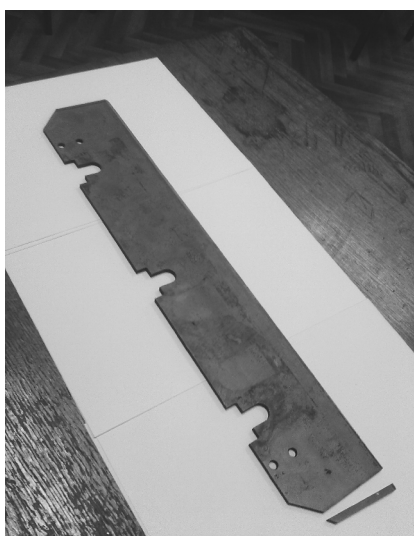


Рисунок 1 — Рубильный нож фирмы PILANA

которые в небольших количествах изготавливаются отечественными производителями, обычно имеют твёрдость 56...61 HRC. Это позволяет предположить, что проводить термическую обработку рубильных ножей с достижением максимальной твёрдости нецелесообразно, так как это незначительно влияет на износостойкость, однако увеличивает вероятность появления сколов и микротрещин, что ведёт к преждевременному разрушению ножа.

Рассмотрим химические составы различных марок сталей, рекомендуемых для изготовления отечественных рубильных ножей (таблица 2).

Проанализируем влияние на свойства вышеперечисленных сталей легирующих элементов, входящих в их состав [1]. Одним из основных легирующих элементов является хром. Он повышает твёрдость, износ- и коррозионную стойкость стали, увеличивает склонность к отпускной хрупкости, входит в состав сталей, предназначенных для азотирования. Твёрдость стали, при невысоком содержании в ней хрома, при отпуске снижается медленнее, чем в углеродистых сталях.

Никель у хромоникелевых инструментальных сталей повышает прочность, твёрдость, способствует сохранению вязкости, измельчению размеров зерна. Однако он повышает опасность образования остаточного аустенита, что ведёт к снижению твёрдости после закалки.

Вольфрам входит в состав многих инструментальных материалов, не только сталей, повышая пределы прочности, твёрдости, способствуя равномерному распределению карбидов, которые обладают хорошим сочетанием высокой твёрдости и теплопроводности. При низком содержании вольфрама (1,0...1,5%) и низкой температуре закалки (760...820°C) карбиды вольфрама не растворяются, что обеспечивает сохранение высокой твёрдости и износостойкости. Наличие вольфрама в сплавах уменьшает их пластичность, стали не обнаруживают способности к вторичной твёрдости, однако обладают достаточной устойчивостью к отпуску.

Молибден почти полностью устраняет опасность охрупчивания сталей при отпуске до температур 300 и 450...650°C.



Рисунок 2 — Опытный образец рубильного ножа фирмы PILANA

Т а б л и ц а 2 — Химический состав различных инструментальных сталей

Марка материала	Массовая доля легирующих элементов										
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	P	S	Cu	Ni
6ХС	0,650	0,800	0,300	1,200	0,200	0,150	0,200	0,030	0,030	—	—
9ХФ	0,750	0,500	0,950	0,400	—	—	—	0,030	0,030	—	—
9ХС	0,850...0,950	1,200...1,600	0,300...0,600	0,950...1,250	—	—	0...0,200	0...0,030	0...0,030	0...0,300	0...0,350
P6M5	0,900	0,450	0,400	4,150	4,950	1,850	6,350	0,030	0,030	—	—
У8А	0,750...0,840	0,170...0,330	0,170...0,280	0,120...0,40	—	—	—	0...0,025	0...0,018	0,020...0,250	0,120...0,250
X12MФ	1,450...1,650	0,100...0,400	0,150...0,450	11,000...12,500	0,400...0,600	0,150...0,300	—	0...0,030	0...0,030	0...0,030	0...0,350
65С2ВА	0,610...0,690	0,150...2,000	0,700...1,000	0...0,030	—	—	0,800...1,200	0...0,025	0...0,025	0...0,200	0...0,200
XВГ	0,900...1,050	0,100...0,400	0,800...1,100	0,900...1,200	—	—	1,200...1,600	0...0,030	0...0,030	0...0,030	0...0,350

Ванадий повышает предел текучести, стойкость к отпуску, способствует измельчению зерна.

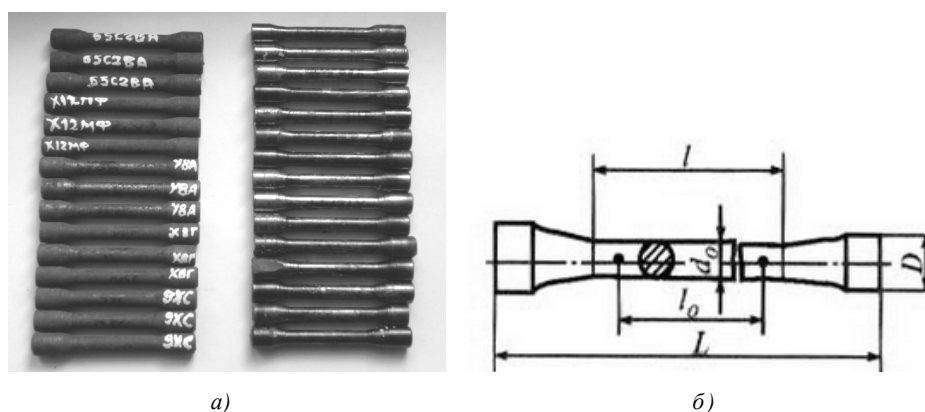
Легирующие элементы хром, никель, молибден, марганец существенно влияют на прокаливаемость стали в направлении уменьшения их влияния [1].

Одним из наиболее важных свойств сталей, применяемых при изготовлении рубильных ножей, является пластичность. Она характеризуется относительным удлинением и временным сопротивлением. Для определения этих параметров в данной работе были использованы стандартные образцы (рисунок 3).

Образцы были изготовлены на оборудовании ОАО «БААЗ» (Барановичи). Образцы исследуемых сталей с применением ТМО подвергались нагреву выше точки  $A_{c3}$ , а именно: для X12MФ — 1 070°C; для У8А — 780°C; для 9ХС — 870°C; для XВГ — 850°C; для 65С2ВА — 820°C, с последующей деформацией на молоте пневматическом ковочном модели МВ-412 и охлаждением в масле. Далее заготовки подверглись низкотемпературному отпуску: для X12MФ — 180°C; для У8А — 150°C; для 9ХС — 150°C; для XВГ — 150°C; для 65С2ВА — 150°C, с выдержкой 200 мин в печи шахтной отпускной термической ПН-32. Также были изготовлены образцы из сталей с традиционной ТО. Испытания проводились на разрывной машине, снабжённой устройством, записывающим диаграмму растяжения.

Приведены значения временного сопротивления и относительного удлинения образцов после их ТМО и обычной закалки (таблица 3). Проанализировав результаты, можно сделать выводы, что ТМО значительно изменяет временное сопротивление и относительное удлинение образцов по сравнению с ТО. В некоторых образцах значение увеличилось от 0,3 до 2,0 раз. Однако при максимальном увеличении временного сопротивления (в 1,5...2,0 раза) разрушение имело хрупкий характер, в то время как при увеличении значений в 0,3...0,5 раза разрыв носил более пластичный характер (значение составляло 6...8). Для изготовления рубильных ножей этот параметр, характеризующий пластические свойства стали, является важным, так как обеспечивает прочность ножей в условиях ударных нагрузок. При слишком высокой твёрдости в процессе работы в лезвии ножа образуются микротрещины и сколы, что недопустимо.

Известно, что ТМО является одним из прогрессивных методов упрочнения стали, при котором сохраняется достаточная пластичность. Это достигается путём совмещения пластической деформации и упрочняющей ТО (закалка и отпуск). При ТМО деформации подвергают сталь в аустенитном состоянии, а при последующем быстром охлаждении формирование структуры закалённой стали (мартенсита) происходит в условиях



а) — общий вид опытных образцов; б) — схематическое изображение готового образца

Рисунок 3 — Опытные образцы для испытаний на разрыв

Т а б л и ц а 3 — Результаты испытаний на разрыв образцов, подвергнутых ТМО и ТО (закалке) с низким отпуском

Номер образца	Марка стали	Временное сопротивление $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>		Относительное удлинение образца $\delta$ , %	
		ТМО	ТО	ТМО	ТО
1	X12MФ	2 020	1 630	<4	<1
2		2 130	1 700	<6	<1
3		1 980	1 590	<4	<1
1	У8А	2 000	730	<1	<2
2		1 850	940	<1	<2
3		1 860	910	<1	<2
1	9ХС	940	790	<4	<1
2		970	950	<1	<1
3		910	810	<2	<2
1	ХВГ	1 040	760	<4	<1
2		1 120	730	<1	<2
3		980	1 020	<1	<1
1	65С2ВА	2 360	2 080	8	<1
2		2 320	2 120	6	<1
3		2 420	1 770	<1	<1

наклёпа аустенита, в связи с чем и повышаются механические свойства стали. Пластическое деформирование при ТМО возможно осуществить прокаткой, ковкой, штамповкой и другими способами обработки металлов давлением. Различают два способа ТМО — высокотемпературную (ВТМО) и низкотемпературную (НТМО) [2].

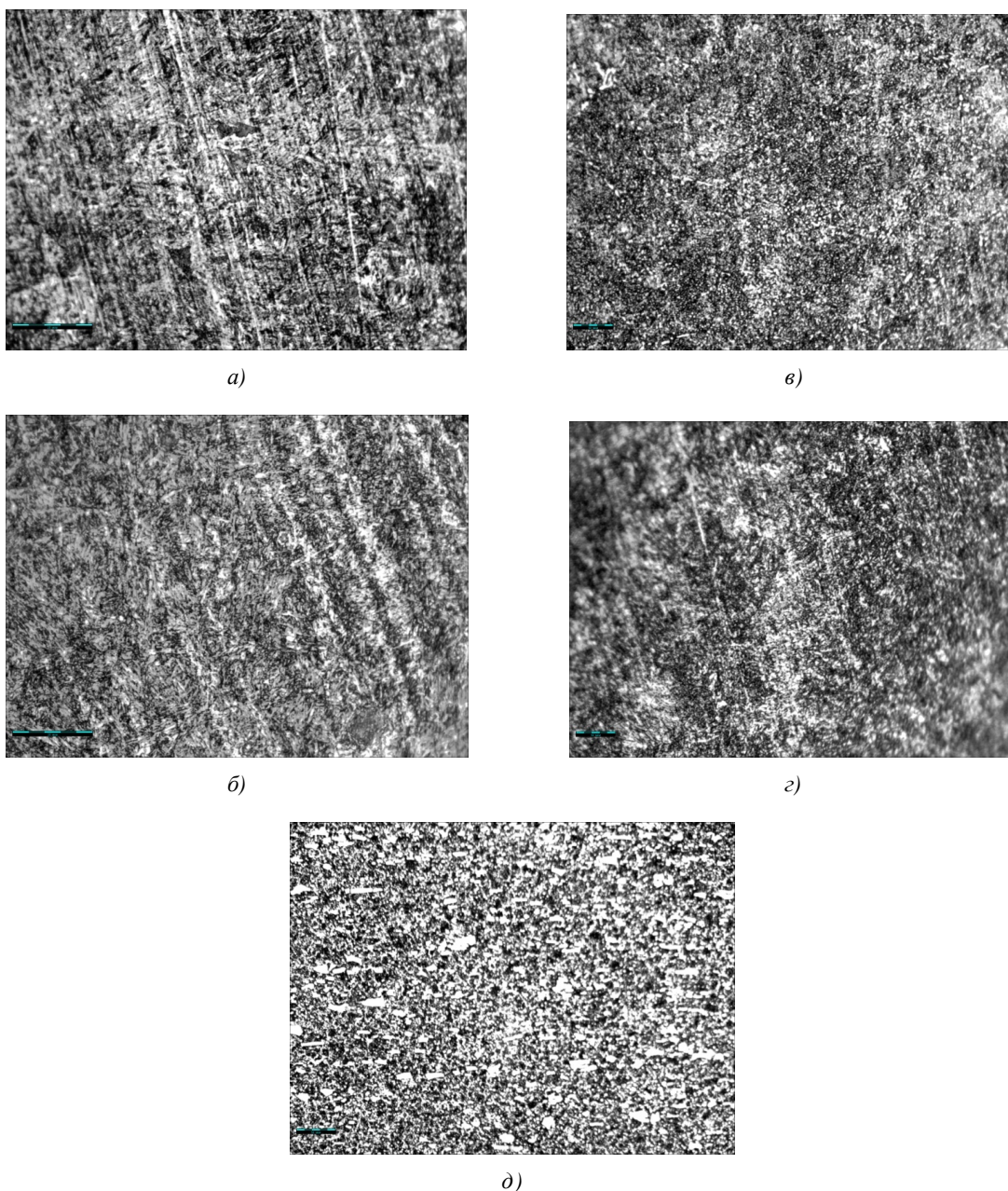
При ВТМО сталь нагревают выше точки  $A_{c3}$  пластически деформируют при этой температуре (степень деформации 20...30%) и закаляют. При НТМО сталь нагревают выше точки  $A_{c3}$ , охлаждают до температуры относительной устойчивости аустенита, но ниже температуры рекристаллизации, пластически деформируют при этой температуре (степень деформации 75...95%) и закаляют. В обоих случаях после закалки следует низкий отпуск. Процессу ВТМО можно подвергать любые стали, НТМО — только стали с повышенной устойчивостью переохлаждённого аустенита (легированные стали).

По сравнению с обычной закалкой, после ТМО механические свойства стали получаются более высокими. Наибольшее упрочнение достигается после НТМО ( $\sigma_B$  равно 2 800...3 300 МПа,  $\delta$  — 6%), после обычной закалки и низкого отпуска предел прочности  $\sigma_B$  не превышает 2 000...2 200 МПа, а относительное удлинение  $\delta$  составляет 3...4%.

При ТМО стали повышение прочности стали объясняется тем, что в результате деформации аустенита происходит дробление его зёрен. При последующей закалке из аустенита образуются более мелкие пластинки мартенсита, что положительно сказывается на пластических свойствах и вязкости стали [3].

Приведём результаты металлографического анализа образцов, полученных из рубильных ножей (стали У8А, 9ХС, 65С2ВА, ХВГ, Х12МФ) после их производственных испытаний (рисунок 4).

В результате ТМО образцов из различных марок сталей дисперсность карбидов возрастает, и они располагаются внутри феррита, повышая прочность бейнита (см. рисунок 4). По этой причине сталь имеет более высокую пластичность, что важно для режущих элементов, работающих с ударными нагрузками (см. таблицу 3). Стали со структурой нижнего бейнита, как правило, обладают большей вязкостью, чем после закалки на мартенсит с последующим отпуском на равную твёрдость по всему объёму.



а — образцы №№ 5, 19 (сталь У8А); б — образец № 6 (сталь 65С2ВА); в — образец № 7 (сталь ХВГ); г — образец № 8 (сталь 9ХС); д — образцы №№ 10, 13 (сталь 6ХС)

**Рисунок 4 — Микроструктура образцов сталей, полученных из отработанных ножей. ×250**

Повышенная прочность бейнита обусловлена малым размером ферритных кристаллов, дисперсными выделениями карбидов, повышенной плотностью дислокаций, закреплённых атомами углерода и искажением решётки феррита из-за пресыщенности его углеродом и легирующими элементами.

Микроструктура образцов отработанных ножей имеет мелкодисперсный, однородный характер, обеспечивающий высокие прочностные свойства данных изделий (см. рисунок 4). Такую микроструктуру можно получать путём применения специальных режимов ТО или ТМО для каждой марки стали.

**Заключение.** Проведённые исследования позволяют сделать следующие выводы: 1) выбор инструментальной стали для изготовления рубильных ножей должен проводиться с учётом твёрдости, ударной вязкости, а также необходимой пластичности инструментального материала; 2) ТО инструментальных сталей не стоит проводить с достижением максимальной твёрдости, так как на повышение износостойкости это влияет незначительно, однако увеличивает вероятность появления сколов и микротрещин, что ведёт к преждевременному разрушению ножа; 3) наиболее целесообразно при ТМО использовать стали, временное сопротивление которых повышается на 30...50%, тогда пластичность остаётся в пределах  $\delta < 6$ . Для изготовления рубильных ножей этот параметр является очень важным, так как обеспечивает, наряду с твёрдостью, высокие прочностные показатели; 4) термообработка должна обеспечивать в стали мелкодисперсный, однородный характер, обуславливающий высокие прочностные свойства рубильных ножей.

#### Список цитируемых источников

1. Повышение эксплуатационных показателей ножей рубильных машин при заготовке топливной щепы и результаты их производственных испытаний / Д. С. Карпович [и др.] // Тр. БГТУ. Сер. 2, Лесная и деревообрабатывающая промышленность. — 2013. — № 2. — С. 202—204.
2. Балховитинов, Н. Ф. Металловедение и термическая обработка / Н. Ф. Балховитинов. — М. : Машгиз, 1961. — 462 с.
3. Афанасьев, П. С. Станки и инструменты деревообрабатывающих предприятий / П. С. Афанасьев. — М. : Лесная пром-сть, 1968. — 496 с.

Материал поступил в редакцию 26.05.2014 г.

The results of studies of the chemical composition chipper knives foreign and domestic manufacturers. Analyzed grades most commonly used for the manufacture of chipper knives domestic producers. The results of mechanical testing of samples from different tool steels subjected to heat treatment (quenching), and thermomechanical processing with a low tempering.

**Key words:** diffusion, alloying elements, plastic deformation, phase transitions, magnet and pulse treatment, the reinforcing effect.

УДК 621.983.044

А. В. Алифанов <sup>1</sup>, Ж. А. Попова <sup>1</sup>, Д. А. Ционенко <sup>2</sup><sup>1</sup> Учреждение образования «Барановичский государственный университет», Барановичи<sup>2</sup> Учреждение образования «Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники», Минск

## МОДЕЛЬ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ДИФФУЗИИ ПРИМЕСЕЙ В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Предложена модель, описывающая нестационарную диффузию примесей в легированных сталях при магнитно-импульсном воздействии. Установлено, что нестационарная диффузия примесей определяется дефектами структуры, возникающими при импульсной обработке. При нестационарной диффузии примесные атомы, имеющие большой радиус, мигрируют в направлении от границы вглубь зерна. Взаимодействие атомов примеси с дислокациями препятствует их дальнейшему перемещению и приводит к упрочнению зерна феррита.

**Ключевые слова:** диффузия, легирующие элементы, пластическая деформация, фазовые переходы, магнитно-импульсная обработка, упрочняющий эффект.

**Введение.** Экспериментальные данные свидетельствуют о влиянии магнитных полей на изменение структуры и свойств металлов и сплавов. При магнитно-импульсной обработке (далее — МИО) для сталей наблюдается как деформация зёрен феррита на поверхности обрабатываемой заготовки, так и увеличение объёма карбидных фаз, перераспределение примесей по объёму зерна и в области между зёрнами [1], [2], [3], [4], [5], [6].

Диффузия легирующих элементов и углерода в стали при импульсном магнитном воздействии является нестационарной и отличается от диффузии, происходящей в результате случайного перемещения атомов из одного положения равновесия в другое. Существенным отличием является то, что большая система, которой в данном случае является кристаллическая решётка феррита, не находится в состоянии равновесия.

**Построение модели.** Рассмотрим зерно феррита, представляющее собой монокристалл  $Fe_{\alpha}(C)$  — твёрдый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железо. Средние размеры зёрен феррита исследуемых конструкционных сталей 45 и 40Х и легированных инструментальных сталей 8ХФ и 8Х6НФТ до обработки и после МИО (3 импульса по 6 кДж) отличаются (таблица 1).

Атомы углерода располагаются между узлами решётки феррита, а атомы легирующих элементов являются как атомами внедрения, так и атомами замещения.

При этом в зерне присутствуют точечные дефекты (вакансии, междоузельные атомы, примесные атомы легирующих элементов) и линейные дефекты (дислокации). Плотность дислокаций в необработанном образце (в исходном состоянии без отжига) была  $10^6 \dots 10^8 \text{ м}^{-2}$ , а после МИО с энергией импульса 6 кДж составила  $10^{11} \dots 10^{12} \text{ м}^{-2}$ .

Время импульса при МИО в данном случае составляет порядка  $10^{-3}$  с (рисунок 1, см. с. 27).

Мгновенное значение плотности энергии магнитного поля, усреднённое по объёму зерна феррита, определяется формулой из [2]

Т а б л и ц а 1 — Влияние МИО на размер зерна

Сталь	Размер зерна, мкм	
	в исходном состоянии	после МИО
45	10...20	4...8
40Х	10...22	3...7
8ХФ	7...12	2...4
8Х6НФТ	8...12	2...5

$$w = \frac{\mu\mu_0}{2} H^2(h, t), \quad (1)$$

где  $\mu$  — магнитная проницаемость среды, для ферромагнитного образца зависящая от напряжённости магнитного поля  $H$ ;

$\mu_0$  — магнитная постоянная в системе СИ, равная  $4\pi \cdot 10^{-7}$  Гн / м;

$H(h, t)$  — величина, определяемая по формуле

$$H(h, t) = H_{\max} [\exp(-\alpha h)] \sin(\omega t - \alpha h), \quad (2)$$

где  $\alpha$  — величина, обратная толщине скин-слоя в обрабатываемом металле, определяемая по формуле  $\alpha = \sqrt{\mu \mu_0 \omega \sigma / 2}$ ;

$h$  — расстояние от поверхности заготовки, обращённой к индуктору, до зерна феррита;

$\omega$  — циклическая частота колебаний электромагнитного поля, создаваемого индуктором в зоне обработки, вычисляемая из соотношения  $2\pi / T$ .

При напряжённости магнитного поля  $H_{\max}$ , равной 107 А / м, и длительности импульса  $\tau$ , равной  $10^{-3}$  с (эти параметры определяются конструктивными особенностями установки [3]), удельном сопротивлении  $\rho$ , равном  $10^{-7}$  Ом·м, магнитной проницаемости среды  $\mu$ , равной 1 000 (что характерно для феррита), получаем следующие численные оценки процесса: толщина скин-слоя  $\alpha^{-1}$  составляет  $10^{-4}$  м, максимальное давление на зерно феррита, находящегося на поверхности образца (при  $h$ , равном 0),  $p_{\max}$  равно  $10^{11}$  Па. Это значение превосходит предел текучести феррита ( $\sigma_m$ , равный  $5 \dots 8 \cdot 10^8$  Па) в 1 000 раз, поэтому в процессе импульсной обработки происходит не только перемещение дислокаций, приводящее к пластической деформации зерна, но и образование дополнительных дефектов: вакансий, краевых и винтовых дислокаций.

При импульсном воздействии система, представляющая собой зерно феррита, переходит в неравновесное состояние.

Процесс перехода системы в новое состояние равновесия после импульсного воздействия можно разделить на ряд стадий, каждая из которых характеризуется своим временем релаксации. Вначале основную роль играют быстрые процессы, связанные с образованием, аннигиляцией и миграцией вакансий, а также процессы нестационарной диффузии примесей. При нестационарной диффузии длина свободного пробега атома примеси сравнима с характерными размерами дислокационных рядов. Время релаксации, связанное с этими процессами, по порядку величины равно времени импульсного воздействия.

На следующей стадии определяющее значение имеют процессы фазовых переходов вблизи границ зёрен и процессы теплопередачи между отдельными участками одного зерна, также сопровождающиеся диффузией примесей. В данном случае длина свободного пробега атома примеси определяется межатомным расстоянием кристаллической решётки, образовавшейся в результате рекристаллизации вблизи границ зёрен, и её дефектностью. Время релаксации, соответствующее процессам на второй стадии, превосходит время импульса в 10...100 раз.

На завершающей стадии, представляющей собой последствие, и длящейся от 1 с до 5 ч, происходит процесс теплообмена между различными зёрнами и теплообмен с окружающей средой. На завершающей стадии также возможны процессы диффузии, в результате которых происходит рекомбинация вакансий и междоузельных атомов, расположенных в непосредственной близости друг от друга, поскольку миграция атомов на большие расстояния в данном случае маловероятна.

Пусть в начальном состоянии (до МИО) атомы примесей и дефекты равномерно распределены по объёму зерна.

В общем случае неравновесная система может быть описана уравнением Леувилля [7]

$$\frac{df_N}{dt} + \sum_{i=1}^N \Phi_i \frac{\partial f_N}{\partial \Phi_i} + \sum_{i=1}^N \left( -\frac{\partial \Phi_i^{ext}}{\partial \Phi_i} - \sum_{j=1}^N \frac{\partial \Phi_{ij}}{\partial \Phi_i} \right) \frac{\partial f_N}{\partial p_i} = 0, \tag{3}$$

где  $f_N$  — функция распределения полной системы попарно взаимодействующих частиц, помещённых во внешнее силовое поле, равная  $f_N(q_1, \dots, q_N, p_1, \dots, p_N)$ ;

$q_i, p_i$  — обобщённая координата и обобщённый импульс  $i$ -й частицы соответственно;

$\Phi_i^{ext}$  — потенциал взаимодействия с внешним полем, равный  $\Phi^{ext}(q_i)$ ;

$\Phi_{ij}$  — потенциал парного взаимодействия, равный  $\Phi(q_i, q_j)$ .

Вследствие нестационарности процесса  $\Phi_i^{ext} = \Phi_i^{ext}(t_i)$  и большого количества частиц в системе  $N$ , уравнение (3) не может быть решено аналитически точно.

Для решения уравнения (3) введём ряд приближений, позволяющих упростить задачу. В связи с этим отметим, что потенциал парного взаимодействия в данном случае является быстро убывающей функцией расстояния  $r_{ij}$  между частицами [8]:

$$\Phi(q_i, q_j) = \frac{A}{r_{ij}^6} - B \exp\left(-\frac{r_{ij}}{\rho}\right), \tag{4}$$

где  $A$  и  $B$  — коэффициенты, определяющие потенциалы сил притяжения и отталкивания соответственно и зависящие от заряда частиц и их взаимного расположения в кристаллической решётке;

$\rho$  — характерная длина, равная по порядку величины периоду решётки ( $10^{-10}$  м).

Потенциал взаимодействия с внешним магнитным полем определяется выражениями (1) и (2) и является более медленной функцией пространственных координат. Потенциал уменьшается при увеличении расстояния от поверхности вглубь материала примерно на порядок на расстоянии  $h$ , равном 5 мкм.

Таким образом, ближний порядок в расположении атомов определяется потенциалом парного взаимодействия. Пусть в начальном состоянии количество точечных дефектов в необработанном образце незначительно и составляет порядка  $10^8 \text{ м}^{-3}$ . Тогда, при учёте равномерности распределения дефектов по объёму зерна, будем считать, что примесные атомы (как внедрения, так и замещения) взаимодействуют только с окружающими их атомами железа и непосредственно оказывать влияния друг на друга не могут, так как потенциал парного взаимодействия, определяемый формулой (4), является короткодействующим. Тогда, вследствие симметрии расположения атомов железа в узлах объёмно-центрированной кристаллической решётки, равнодействующая сил, влияющих на атом примеси, будет равна нулю. При этом, если размеры атомов примеси меньше, чем размеры атомов железа, и структура электронных оболочек атомов примеси существенно отличается от структуры атомов железа, то примесь является примесью внедрения. Это характерно для атомов углерода и бора, а для атомов металлов вольфрама, циркония, молибдена энергетически более выгодным является их присутствие в качестве примесей замещения.

Процесс импульсной обработки приводит, как было отмечено выше, к возникновению большого количества дефектов, время существования которых незначительно и по порядку величины соответствует длительности импульса. При образовании вакансий и краевых дислокаций расстояние между соседними атомами увеличивается, что приводит к уменьшению потенциала парного взаимодействия на 2...3 порядка. Тогда потенциал взаимодействия атомов примеси, находящихся в непосредственной

близости от вакансии, с внешним полем  $\Phi^{ext}(q_i)$  будет определять их возможное перемещение.

Таким образом, атомы и ионы примеси в неравновесной системе можно рассматривать как подсистемы и для их описания вводить одночастичные состояния  $f_1(q, p)$ :

$$\frac{\partial f_1}{\partial t} + \frac{\partial f_1}{\partial q} \dot{q} + \frac{\partial f_1}{\partial p} F = I_{cool}(f_1), \quad (5)$$

где  $F$  — сила, действующая на атом примеси в магнитном поле;

$I_{cool}(f_1)$  — интеграл столкновений, определяемый дефектами кристаллической решётки.

Направление действия силы вблизи дефекта определяется радиусом атома примеси [8]. Для атомов, имеющих радиус меньше, чем радиус атомов кристаллической решётки, энергетически выгодно занять положение вблизи границы, а для атомов, радиус которых больше радиуса атомов, образующих кристаллическую решётку, энергетически более выгодным является положение вдали от границы. Соответствующие силы являются короткодействующими и определяют миграцию примесей на расстояниях порядка 10 периодов решётки вблизи границы зерна. Определим силу в проекции на ось, выбранную перпендикулярно границе зерна, выражением

$$F(x) = \Theta(r_a - r_b) F_0 \exp(-kx), \quad (6)$$

где  $\Theta(r_a - r_b)$  — функция, определяющая знак проекции;

$F_0$  — максимальное значение силы взаимодействия атома примеси с дефектом решётки;

$k$  — коэффициент, определяющий взаимодействие атомов примеси и дефекта решётки.

Таким образом, как следует из предложенной модели, диффузия примесей определяется концентрацией дефектов и величиной магнитного поля, а также длительностью импульса.

В процессе импульсной обработки под действием магнитных сил атомы углерода и хрома диффундируют из объёма зерна к его границе. При этом внутри зерна образуется область, обеднённая углеродом, а вблизи границы зерна концентрация углерода возрастает. Вокруг зёрен феррита может возникнуть карбидная сетка, приводящая к упрочнению поверхности образца как целого. Однако в данном случае образование карбидной сетки не приводит к значительному повышению хрупкости. Причиной этого являются процессы рекристаллизации, происходящие вследствие выделения теплоты. Как было отмечено в работе [2], наиболее интенсивно тепловыделение происходит на границах зёрен вследствие повышения удельного сопротивления. В результате рекристаллизации границы зёрен в области обработки имеют рваные края, что свидетельствует о высокой адгезии между границами зёрен и карбидной фазой (рисунок 2).

В зёрнах существуют также объёмные дефекты, в частности, присутствуют фрагменты, ориентация которых отличается от ориентации кристаллической решётки основной части зерна, что играет существенную роль при образовании мелкозернистой структуры в процессе импульсной обработки. Более мелкие элементы мозаичной структуры, такие как блоки, разориентация которых составляет менее  $1^\circ$ , в данном приближении не рассматриваются. Размеры зёрен сталей при МИО уменьшаются (см. таблицу 1). Образование новых границ внутри зерна обусловлено процессами движения примесей при диффузии и их локализацией на границе фрагментов. Области, соответствующие новым границам зёрен, образовавшихся в результате дробления, не обогащены углеродом.

При нестационарной диффузии существенную роль играют процессы, связанные с фиксацией дислокаций, образовавшихся в результате импульсного воздействия. Фиксация осуществляется в результате взаимодействия дислокации с атомами, имеющими большой радиус (молибден, никель, вольфрам). Внедрение данных атомов в область краевой дислокации препятствует её перемещению и приводит к упрочнению объёма зерна феррита. Этот процесс препятствует и аннигиляции дислокаций различных знаков, т. е. концентрация образовавшихся в результате импульса дислокаций остаётся значительной и по истечении времени последствия, что также способствует процессу упрочнения.

Проанализируем зависимость упрочняющих эффектов от энергии импульса. Энергии менее 2 кДж недостаточно для генерации необходимого количества дефектов. Существенные эффекты начинают проявляться в стали 45 при энергии импульса 4 кДж, для стали 40Х — при энергии импульса 6 кДж, а для стали 8ХФ и 8Х6НФТ — при энергии импульса 6...7 кДж. Воздействие импульсов с энергиями, превосходящими 7 кДж, приводит к образованию избыточного числа дефектов, что может вызвать разрушение и разупрочнение образца.

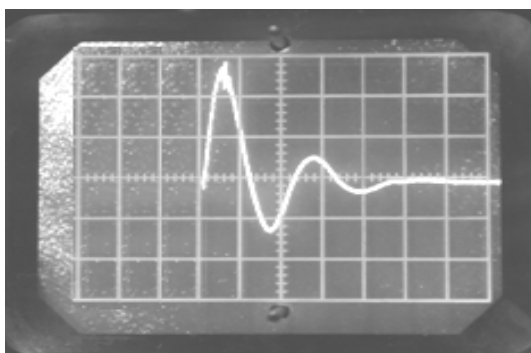


Рисунок 1 — Форма импульса. Временная развёртка 50 мкс / дел

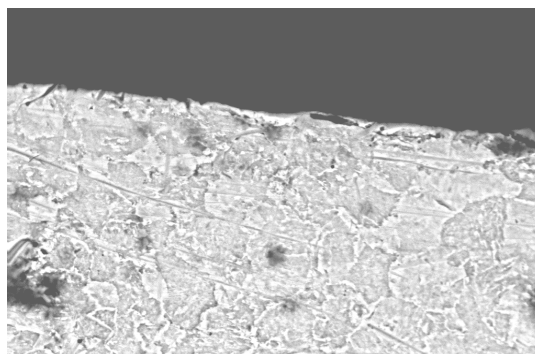


Рисунок 2 — Образование мелкозернистой структуры на поверхности образца стали 45 при МИО (3 импульса 6 кДж).  $\times 1\,500$

При перераспределении легирующих элементов по объёму зёрен изменяется температура плавления в области границ, что приводит к снижению эффективности последующих импульсов. Поэтому наиболее эффективным является количество импульсов, равное трём.

**Заключение.** Построена модель, описывающая нестационарную диффузию легирующих примесей при магнитно-импульсном воздействии на образцы из различных сталей.

Установлено, что в процессе нестационарной диффузии существенную роль играют процессы, связанные с фиксацией дислокаций, образовавшихся в результате импульсного нагружения примесными атомами, имеющими большой радиус (например, молибден, никель, вольфрам). Их внедрение в области вблизи краевых дислокаций препятствует дальнейшему перемещению дислокаций и приводит к упрочнению зерна феррита. Этот процесс препятствует аннигиляции дислокаций различных знаков, т. е. образовавшиеся в результате магнитного импульса дислокации остаются в зернистой структуре, что также способствует процессу упрочнения.

#### Список цитируемых источников

1. *Мальгин, Б. В.* Магнитное упрочнение инструментов и деталей машин / Б. В. Мальгин. — М. : Машиностроение, 1998. — 130 с.
2. *Алифанов, А. В.* Механизм упрочнения легированных сталей в импульсном магнитном поле / А. В. Алифанов, Ж. А. Попова, Н. М. Ционенко // *Литьё и металлургия*. — 2012. — № 4. — С. 28—35.
3. Магнитно-импульсная упрочняющая обработка металлических изделий / А. В. Алифанов [и др.] // *Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, инструмента и технологической оснастки : материалы IX Междунар. науч.-практ. конф., Санкт-Петербург, 10—13 апр. 2007* : в 2 ч. — СПб. : [б. и.], 2007. — Ч. 2. — С. 9—15.
4. *Комшина, А. В.* Перспективность метода низкоэнергетической обработки материалов с использованием магнитного поля / А. В. Комшина, А. С. Помельникова // *Инженер. образование*. — 2012. — № 9.
5. *Алифанов, А. В.* Технология упрочнения режущего инструмента импульсным магнитным полем / А. В. Алифанов, Н. В. Бурносков, И. Л. Чудакова // *Деревообработка: технологии, оборудование, менеджмент XXI века : материалы VI Междунар. Евраз. симп., Екатеринбург, 17—20 мая 2011 г.* — Екатеринбург : [б. и.], 2011. — С. 255—260.
6. *Воробьёва, Г. А.* О структурных превращениях в металлах и сплавах под воздействием импульсной обработки / Г. А. Воробьёва, А. Н. Иводитов, А. М. Сизов // *Изв. АН СССР. Металлы*. — 1991. — № 6. — С. 131—137.
7. *Боголюбов, Н. Н.* Проблемы динамической теории в статистической физике / Н. Н. Боголюбов. — М. : Гостехиздат, 1946. — 120 с.
8. *Блейкмор, Дж.* Физика твёрдого тела / Дж. Блейкмор. — М. : Мир, 1988. — 608 с.

Материал поступил в редакцию 22.04.2014 г.

The model describing the time-dependent diffusion of impurities in the alloy steels by magnet and pulse action has been elaborated. The transient diffusion of impurities is determined by the structural defects caused by pulse treatment. Under unsteady diffusion impurity atoms having a large radius migrate towards the border deep into the grain. The interaction of impurity atoms with dislocations prevents their further movement and leads to the hardening of ferrite grains.

**Key words:** diffusion, alloying elements, plastic deformation, phase transitions, magnet and pulse treatment, the reinforcing effect.

УДК 666.3.022.41 : 621.926.3/9

А. К. Гавриленя, В. А. Дремук, И. А. Богданович

Учреждение образования «Барановичский государственный университет», Барановичи

## МНОГОСТАДИЙНОСТЬ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ КАК ПУТЬ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ РОЛИКО-КОЛЬЦЕВЫХ МЕЛЬНИЦ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ТИПА

Предложены математические модели оценки удельных энергозатрат и условий измельчения материалов, на базе которых обоснована эффективность многооперационного измельчения, последовательно выполняемого различными способами силового воздействия на материал.

Разработана многооперационная проходная мельница центробежного типа, обеспечивающая тонкое измельчение материалов при сравнительно низких удельных энергозатратах.

**Ключевые слова:** измельчение, твёрдые материалы, мельница, эффективность, энергоёмкость.

**Введение.** Процесс измельчения является основой для переработки вторичных ресурсов и отходов производства в целях получения из них качественных кондиционных продуктов и для создания практически безотходных технологий. С увеличением тонины помола повышается поверхность контакта веществ, возрастает скорость растворения материалов, сокращается продолжительность схватывания и увеличивается прочность вяжущих материалов [1], [2], [3].

Разнообразие способов измельчения обусловлено различием свойств обрабатываемого материала, исходными  $d_{\text{н}}$  и конечными  $d_{\text{к}}$  размерами его частиц и другими требованиями к качеству продукции. Сложность протекающих при измельчении физико-химических процессов предопределила использование различных подходов и моделей их теоретического исследования, обобщённые результаты которых позволяют принимать обоснованные решения при проектировании и выборе конструкции измельчающих устройств. Поэтому совершенствование помольного оборудования, применение более эффективных и экономичных способов измельчения являются актуальной задачей.

**Основная часть.** В результате силового взаимодействия с размольными телами и между собой частицы измельчаемого материала испытывают упругую, а затем пластическую деформацию до разрушения на более мелкие частицы. Многократность этого взаимодействия обуславливает наклёп, образование и развитие в материале частиц микро- и макродефектов, что приводит к их разрушению при контактных и внутренних напряжениях, превышающих предел прочности. Удельная энергоёмкость процесса измельчения определяется при этом материалом частиц, состоянием их поверхности, рациональностью способа и конструкции размольного устройства, степенью измельчения (отношения размеров частиц до и после измельчения) и многими другими факторами. При этом с уменьшением размеров частиц удельная энергоёмкость их измельчения возрастает, и по достижению размеров  $d_0$ , минимальных для конкретных материалов, способов и условий процесса, измельчение прекращается. Вследствие насыщения избыточной энергией в высокодисперсных порошках с размерами частиц, близкими к  $d_0$ , возможен обратный процесс — гранулирование частиц, а в случае смесей разных по составу порошков может происходить их химическое взаимодействие с образованием твёрдых растворов и соединений.

Для уменьшения энергозатрат и повышения дисперсности продуктов измельчения эффективно использование последовательно изменяющихся способов и средств размола (например, сначала ударного, а затем истирающе-раздавливающего действия). Анализ результатов теоретических и экспериментальных исследований даёт основание моделировать зависимость удельной энергоёмкости измельчения  $n_3$  от размеров частиц порошка  $d_{\text{к}}$  дробной рациональной функцией

$$n_3(d_{\text{к}} - d_0) = E_3 = 0,5C_3^2, \quad (1)$$

где  $E_3$  — параметр, зависящий от свойств и состояния материала, способа, режима и условий процесса измельчения;

$C_3$  — наименьшее расстояние от центра координат до гипербол (рисунок 1), описываемых функцией (1).

Так, например, для измельчения порошка с начального размера частиц  $d_n$  до размера  $d_k$  следует учитывать, что по способу, описываемому кривой 1 (см. рисунок 1), невозможно измельчение материала до размера частиц  $d_k$ . Для достижения требуемой степени размола  $(d_n/d_k)$  и размера частиц  $d_k$  необходимо использовать измельчитель с другим механизмом и режимом силового воздействия на материал, например, описываемый кривой 2. При этом с точки зрения возможностей и удельных энергозатрат целесообразно проводить измельчение до размеров частиц  $\sim d_{k1}$  по способу, описываемому кривой 1, а затем — по способу, описываемому кривой 2, обеспечивающему возможность получения порошка требуемой дисперсности  $d_k$  с общими удельными затратами энергии, равными сумме проекций дуг  $a_1b_1$  и  $a_2b_2$  на ось ординат. Очевидно (см. рисунок 1), что удельные энергозатраты можно уменьшить при использовании измельчителя, описываемого кривой 3. При этом во втором измельчителе целесообразно проводить измельчение до размеров частиц  $d_{k2}$ . Тогда общие удельные энергозатраты будут равны сумме проекций на ось ординат дуг  $a_1b_1$ ,  $a_2b_2$  и  $a_3b_3$ , меньшей предыдущего варианта, а следовательно, с меньшими затратами энергии.

По характеру воздействия на измельчаемый материал ролико-кольцевые мельницы [1], [2], [3], [4], [5], [6], [7], вследствие однонаправленной кривизны размольных тел (кольца и расположенных в нём роликов), обеспечивают захват материала — кусков или слоя порошка, не допустимых по условию их обжатия и предельного уплотнения в валковых мельницах. Во избежание заклинивания прижим роликов к кольцу и измельчаемому материалу осуществляют через упругие элементы (пружинный механизм) или центробежными силами выполненными в виде втулок размольных тел, свободно насаженных на оси вращающегося в кольце ротора. Сравнительно невысокие технологические усилия при этом компенсируются многократным воздействием размольных тел на материал, позволяя получать высокодисперсные порошки из твёрдых и сверхтвёрдых материалов.

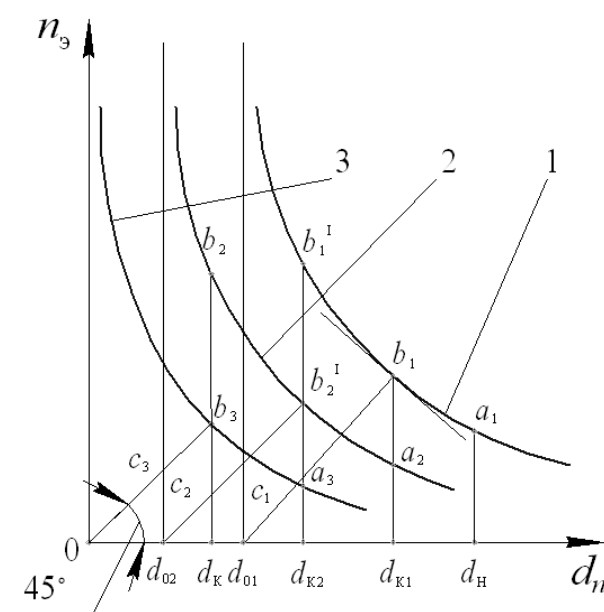


Рисунок 1 — Зависимость удельной энергии измельчения от размера частиц материала

Очевидно, что повышения интенсивности измельчения в ролико-кольцевых мельницах можно достигнуть предварительной обработкой материала, вызывающей не только его измельчение и уменьшение поля рассеяния размеров его частиц, но и снижение их прочности и деформационной способности за счёт наклёпа и образования в них микро- и макродефектов, облегчающих измельчение частиц при их дальнейшей обработке. Контрастным раздавливающему механизму разрушения и измельчения представляется ударное воздействие размольных тел, реализуемое в дезинтеграторах и дисмембраторах [1], [8].

Для реализации сначала ударного воздействия, а затем раздавливающего с элементами ударно-стирающего в одном устройстве, разработана конструкция многооперационной ролико-кольцевой мельницы (рисунок 2).

Рассмотрим чертёж роторной головки (рисунок 3), состоящей из корпуса 1, закрытого сверху фланцем 2 с дозирующей материал воронкой 3, снизу — фланцем 4 со ступицей и подшипниками 5. В корпусе соосно с ним установлен ротор, на консольных шейках вала 6 которого закреплены шкив 7 и два диска 8 и 9 со шпильками 10 между ними. На шпильках свободно насажены размольные тела, выполненные в виде спиральных пружин и втулок 11. На верхних фланце 2 и диске 8 по концентрическим окружностям установлены пальцы 12 и 13. К нижнему диску прикреплены лопатки 14, на уровне которых в корпусе 1 выполнено отверстие с патрубком. В верхнем фланце 2 находятся предназначенные для поступления в корпус воздуха и подачи технологической жидкости отверстия, заглушенные болтом 15. Выполненная на корпусе проточка закрыта кожухом 16 со штуцерами для подачи и удаления охлаждающей корпус воды.

Мельница работает следующим образом. При включённом электродвигателе и вращающемся роторе через дозирующую воронку 3 непрерывно подаётся подлежащий размолу материал, который верхним диском 8 отбрасывается к внутренней поверхности корпуса, при этом попадает под ударное воздействие пальцев 12 и 13, вызывающее разрушение и дробление частиц. Создаваемый лопатками 14 поток воздуха вовлекает обрабатываемый материал в зону действия размольных тел — пружин и втулок. При этом материал перемещается по винтовой спирали вниз к выходному отверстию с патрубком, подвергаясь многократному ударно-стирающему воздействию со стороны пружин и втулок, которые центробежными и действующими со стороны шпильки силами прижимаются к рабочей поверхности корпуса. Поток воздуха, создаваемый лопатками, продукты размолы удаляются через отверстие и патрубок в систему их улавливания.



Рисунок 2 — Фотоснимок мельницы RTM4

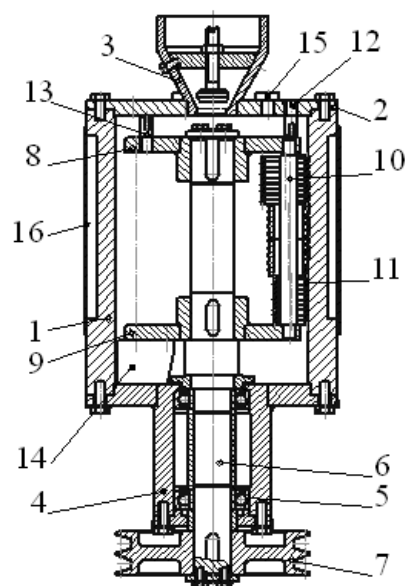


Рисунок 3 — Роторная головка мельницы RTM4

Интенсивность и степень размола регулируются подбором количества, размеров и массы размольных тел (пружин и втулок).

Для определения технических возможностей разработанной мельницы проведены эксперименты измельчения в ней разных материалов. Измельчение проводили при загрузке ротора размольными телами — пружинами (15 шт.) и втулками (12 шт.) общим весом 2,5 кг и без них (измельчение только пальцами верхних диска и фланца). Подачу материала осуществляли непрерывно через дозирующую воронку, обеспечивающую производительность около 30 кг / ч.

Приведены результаты измельчения за один проход бутылочного стекла и кварцевого песка (таблица 1). Установлено (см. таблицу 1), что на первом этапе измельчения пальцами (по схеме дисмембратора) происходит дробление преимущественно крупных частиц стекла и, в меньшей степени, более прочного кварцевого песка. При полной загрузке размольными телами почти 50% порошка стекла после первого прохода имеют размер частиц менее 0,05 мм, а песка — 0,10 мм. Визуальный, с помощью инструментального микроскопа, анализ показал, что фракции с размерами частиц менее 0,05 мм в значительной части состоят из частиц размером от 20 до 4...6 мкм. Второй и третий проходы измельчения приводят к увеличению за один проход высокодисперсных составляющих (менее 0,05 мм) на 10...15%. О высокой поверхностной активности продуктов измельчения свидетельствует значительное (на 70...80%) уменьшение их насыпной плотности и увеличение угла естественного откоса при полной потере текучести.

Мощность привода мельницы на холостом ходу составляет ~1,2 кВт, под нагрузкой — 1,7...1,8 кВт (1 проход). Расчёты показали удельную энергоёмкость размола, составляющую 36...40 кВт · ч / т.

При вращении ротора без размольных пружин и втулок мощность привода составляла ~0,3 кВт. При подаче в мельницу кварцевого песка мощность увеличилась до 0,4 кВт, а при подаче бутылочного стекла составила 0,5 кВт.

Продукты измельчения успешно апробированы в качестве присадок в производстве износостойких красителей и полимеров, в частности, при модификации их в кремнеорганические соединения.

Также определены возможности повышения эффективности измельчения материалов путём подбора оптимальной производительности и угла наклона ротора ролико-кольцевой мельницы центробежного типа (таблицы 2 и 3).

Установлено, что при производительности более 36 кг / ч энергоёмкость процесса значительно повышается, что снижает эффективность измельчения материала. Так, при повышении производительности с 36 до 38 кг / ч наблюдалось снижение содержания фракции менее 0,1 мм на 2,5%.

Т а б л и ц а 1 — Результаты экспериментов по размолу в мельнице RTM4

В процентах

Содержание	Размер фракции, мм									
	-0,050	-0,100...+0,050	-0,160...+0,100	-0,200...+0,160	-0,315...+0,200	-0,630...+0,315	-1,000...+0,630	-1,600...+1,000	-2,500...+1,600	+2,500
Бутылочное стекло *										
После размола	48,8	31,4	12,3	3,0	2,6	0,3	0,2	0,2	0,2	1
Без размольных колец	10,1	10,7	6,2	3,9	13,3	22,0	17,7	11,7	2,4	2,0
Кварцевый песок										
Исходный материал	0,3	1,3	5,1	6,3	30,1	44,0	9,8	2,5	0,3	0,3
После размола	29,2	25,1	17,3	9,5	16,2	2,7	0,0	0,0	0,0	0,0
Без размольных колец	2,5	5,3	8,9	9,5	33,9	29,4	8,1	2,1	0,2	0,1

Примечание. \* Размер фракции составляет -10,0...+2,5 мм.

Т а б л и ц а 2 — Зависимость удельных энергозатрат измельчения от производительности мельницы

Производительность процесса, кг / ч	Удельная энергоёмкость измельчения, кВт · ч / т
30	36,7
32	36,9
34	37,1
36	37,2
38	38,7
40	45,0

Энергоёмкость измельчения при угле  $\beta$ , равном 90, 70, 50°, составила 36,7; 38,2 и 43,5 кВт · ч / т соответственно. При угле наклона  $\beta < 70^\circ$  наблюдается значительный рост удельных энергозатрат при несущественном увеличении количества фракции (менее 0,1 мм). Рост энергозатрат обусловлен тем, что при уменьшении угла наклона ротора к горизонту увеличивается время нахождения измельчаемого материала в рабочей камере и загрузка мельницы.

Т а б л и ц а 3 — Изменение гранулометрического состава в зависимости от угла наклона к горизонту ротора мельницы

Размеры ячеек сит, мм									
Остаток, %	2,500	1,600	1,000	0,630	0,315	0,200	0,160	0,100	0,050
Исходный материал									
На ситах	0,3	0,3	2,5	9,8	44,0	30,1	6,3	5,1	1,3
Суммарный	100,0	99,7	97,2	87,4	43,4	13,3	7,0	1,9	0,6
Измельчение в РКМ4 (угол $\beta$ , равный 90°)									
На ситах	0,0	0,0	0,0	0,0	1,2	4,5	3,3	19,6	24,3
Суммарный	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	98,8	94,3	91,0	71,4
Измельчение в РКМ4 (угол $\beta$ , равный 70°)									
На ситах	0,0	0,0	0,0	0,0	0,7	1,3	2,5	7,4	30,2
Суммарный	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	99,3	98	95,5	88,1
Измельчение в РКМ4 (угол $\beta$ , равный 50°)									
На ситах	0,0	0,0	0,0	0,0	0,5	1,2	2,2	7,1	31,4
Суммарный	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	99,5	98,3	96,1	89,0

**Заключение.** Данные, полученные в ходе проведённого исследования, позволяют предложить математическую модель оценки удельных энергозатрат измельчения твёрдых материалов, на базе которой обоснована эффективность многооперационного измельчения, последовательно выполняемого разными способами силового воздействия размольных тел на материал; разработана многооперационная роликотельцевая мельница центробежного типа, обеспечивающая тонкое измельчение материалов при сравнительно низких удельных энергозатратах; экспериментально определена возможность повышения эффективности измельчения твёрдых материалов в роликотельцевых мельницах центробежного типа.

#### Список цитируемых источников

1. Сиденко, П. Л. Измельчение в химической промышленности / П. Л. Сиденко. — М. : Химия, 1968. — 382 с.
2. Серго, Е. Е. Дробление, измельчение и грохочение полезных ископаемых / Е. Е. Серго. — М. : Недра, 1985. — 322 с.
3. Авакумов, Е. Г. Механические методы активации химических процессов / Е. Г. Авакумов. — Новосибирск : Наука, 1986. — 208 с.
4. Ложечников, Е. Б. Прокатка в порошковой металлургии / Е. Б. Ложечников. — М. : Металлургия, 1987. — 185 с.

5. *Ложечников, Е. Б.* Переработка промышленных отходов в валковых мельницах / Е. Б. Ложечников, А. В. Бусел // Ресурсосберегающие и экологически чистые технологии. — Гродно : [б. и.], 1995. — Т. 1. — С. 165—170.
6. *Ложечников, Е. Б.* Механика измельчения прокатываемых в толстом слое материалов / Е. Б. Ложечников, А. К. Гавриленя // Вестн. БНТУ. — 2006. — № 6. — С. 16—21.
7. *Ложечников, Е. Б.* Технология размола материалов в ролико-кольцевой мельнице центробежного типа / Е. Б. Ложечников, Е. М. Дубовская // Материалы, технологии, инструменты. — 1999. — № 1. — С. 79—81.
8. *Гарабажиу, А. А.* Физическое моделирование процессов измельчения и классификации сыпучих материалов в роторно-центробежной мельнице / А. А. Гарабажиу, В. Ю. Мурог // Хим. пром-сть. — 2004. — № 2. — С. 36—45.

Материал поступил в редакцию 30.05.2014 г.

There have been put forward the mathematical models of specific energy conditions and materials grinding evaluation proving the effectiveness of multistage grinding sequentially performed in various ways of impacts on the material. There have been developed the multistage centrifugal mill providing fine grinding materials at relatively low specific energy consumption.

**Key words:** grinding, solids, mill, efficiency, energy consumption.

УДК 620.1+621.7

**А. И. Гордиенко**

Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск

## ИННОВАЦИОННЫЕ РАЗРАБОТКИ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

Приведены результаты работ последних лет, выполненных в Государственном научном учреждении «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси» (далее — ФТИ НАН Беларуси). Рассмотрены примеры научных результатов по основным направлениям исследований (материаловедению, обработке металлов давлением, модификации поверхности материалов при высокоэнергетическом воздействии), ставших основой для создания практически значимых инноваций. Особое внимание уделено разработкам, внедрённым в реальном секторе экономики, а также сотрудничеству с учреждением образования «Барановичский государственный университет».

**Ключевые слова:** материаловедение, индукционное оборудование, электротермическое упрочнение, магнитно-импульсная штамповка, ионно-плазменное азотирование, высокоэнергетическое воздействие.

**Введение.** Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси основан постановлением Совета народных комиссаров БССР «О реорганизации Белорусской академии наук», утверждённым 13 мая 1931 года, и постановлением Президиума Академии наук БССР 29 марта 1931 года № 9.

Первым директором института (1931—1938) был академик Академии наук БССР Ц. Л. Бурстин — известный советский математик. В институте работали академики Н. С. Акулов, Г. А. Анисович, К. В. Горев (директор института в 1947—1948 годах), С. И. Губкин (директор института в 1948—1955 годах), А. И. Кайгородов, В. В. Клубович, Е. Г. Коновалов, В. П. Северденко (директор института в 1956—1970 годах), А. Н. Севченко, Н. Н. Сирота, А. В. Степаненко, Б. И. Степанов, В. Н. Чачин (директор института в 1970—1983 годах), П. И. Ящерицын, члены-корреспонденты М. Н. Бодяко, А. И. Вейник, Л. И. Гурский, Н. В. Румак, Э. И. Точицкий. Сегодня в ФТИ НАН Беларуси работают академики С. А. Астапчик (директор института в 1983—2002 годах), А. И. Гордиенко (директор института с 2002 года), В. В. Клубович, члены-корреспонденты Национальной академии наук А. В. Белый и А. П. Ласковнёв.

В институте сформировались широко известные научные школы, сложились и активно работают творческие коллективы учёных, известных специалистов в области материаловедения, исследования процессов пластического формообразования и литья, разработки теоретических основ технологических процессов обработки материалов с использованием лазерного, плазменного, электронно- и ионно-лучевого, электроэрозионного, импульсного и других видов высокоэнергетического воздействия.

**Основная часть.** Научная и научно-техническая деятельность ФТИ НАН Беларуси нацелена на содействие реализуемой в настоящее время инновационной модели создания конкурентоспособной, высокотехнологичной, ресурсо- и энергосберегающей, экологически безопасной экономики Республики Беларусь. Важнейшими элементами, обеспечивающими деятельность института, является участие в государственных программах разных уровней (государственных программах научных исследований, научно-технических программах), выполнение инновационных проектов, а также проведение работ в рамках хозяйственных договоров и контрактов. Такая многовекторная деятельность позволила как сохранить и развить традиционные для ФТИ НАН Беларуси научные направления, так и успешно реализовывать новые перспективные проекты.

В настоящее время в рамках Программы технического переоснащения и модернизации литейных, термических, гальванических и других энергоёмких производств на 2010—2015 годы, утверждённой Советом Министров Республики Беларусь, ФТИ НАН Беларуси является головной организацией по научно-техническому сопровождению программы переоснащения промышленных предприятий, использующих индукционное оборудование. Создано современное сертифицированное серийное производство полупроводниковых генераторов на транзисторной основе и индукционных установок для скоростной

электротермической обработки и нагрева под пластическую деформацию. Значимость работы подтверждает тот факт, что из используемых в Республике Беларусь более 1 000 индукционных установок  $\frac{2}{3}$  имеют практически 100%-й износ. Поэтому в настоящее время перед промышленными предприятиями остро стоит задача модернизации и замены имеющегося индукционного оборудования, выработавшего свой ресурс, на оборудование нового поколения — на транзисторных или тиристорных модулях. Установка только одного высокочастотного отечественного генератора мощностью 250 кВт обеспечивает импортозамещение в размере 50 тыс. дол. США. Осуществлена поставка разработанного и изготовленного в ФТИ НАН Беларуси оборудования на ОАО «МАЗ», ОАО «МЗОР», ОАО «Гидромаш», ОАО «Бобруйскагромаш».

Широкую известность получила и другая разработка в области электротермии. На основе процессов поверхностного электротермического упрочнения разработаны титановые защитные элементы с градиентным распределением свойств по сечению, использующиеся в созданном на базе ФТИ НАН Беларуси производстве средств индивидуальной бронезащиты (бронезилетов, щитов и др.), поставки которых осуществляются как на внутренний рынок, так и за рубеж.

В учреждении сформировано направление по созданию технологий и оборудования штамповки тонколистовых материалов с использованием ударных нагрузок (рисунок 1), которое по многим позициям занимает одно из ведущих мест в мире. Для реализации технологий разработано специализированное оборудование магнитно-импульсной штамповки, использование которого обеспечивает снижение энергопотребления до 3 раз, затрат на штамповую оснастку — до 10 раз, сроков подготовки производства — до 5 раз. Конструкции прессов, их отдельные узлы и технологические схемы штамповки защищены более чем 100 авторскими свидетельствами и патентами Беларуси и других стран. Высокая скорость приложения нагрузки (до 100 м/с), кратковременность действия давления (100...300 мкс), отсутствие пуансона, роль которого выполняет жидкость, эластичная среда или магнитное поле, определяют существенные отличия и основные преимущества процесса — возможность получения детали сложной формы за один переход; штамповки в одной матрице деталей различной толщины; управления импульсом давления в широких пределах как по амплитуде, так и по времени его действия. Аналоги работают при высоких давлениях (свыше 15...20 МПа) и рабочих напряжениях от 10 до 50 кВ. Предлагаемые процессы функционируют при рабочем давлении воздуха до 0,63 МПа и электрическом напряжении до 10 кВ. Коэффициент полезного действия процесса достигает 40%. На крупных предприятиях Министерства промышленности Республики Беларусь (ОАО «МЗКТ», ОАО «МАЗ», ОАО «БелАЗ», ОАО «МАРЗ») созданы участки, оснащённые произведённым в институте оборудованием магнитно-импульсной штамповки, осуществляются экспортные поставки прессов.



Рисунок 1 — Прессы импульсной листовой штамповки (а), магнитно-импульсной штамповки (б), образцы деталей (в и г)

Успешно развиваются традиционные для института работы по созданию оборудования и технологий обработки металлов давлением. Так, на основе метода безоблойной штамповки в закрытых штампах разработаны и освоены технологии изготовления точных поковок деталей эндопротеза тазобедренного сустава из титана и его сплавов, Co-Cr-Mo-сплава, пластин для остеосинтеза систем DHS, DCS и других из нержавеющей стали, а также инструмента из инструментальной нержавеющей стали Z20C13 (типа 40X13), которые поставляются на ЗАО «Алтимед» — крупнейший производитель медицинских имплантатов в Беларуси. Разработка обеспечивает ряд неоспоримых преимуществ: увеличение коэффициента использования металла до 85%, высокий уровень механических свойств сплавов, оперативность при освоении производства новых видов и типоразмеров поковок. Кроме того, стоимость комплекта эндопротеза на 30...40% меньше, чем у зарубежных аналогов, что ежегодно обеспечивает импортозамещение на сумму около 2,0 млн евро.

Обработка материалов концентрированными потоками энергии относится к приоритетным направлениям научно-технической деятельности ФТИ НАН Беларуси. Развиваются исследования в области физических основ лазерных технологий, обработки материалов с использованием плазменных потоков, ионных и электронных пучков, токов высокой частоты. В частности, успешно проходят исследования процессов формирования многофункциональных алмазоподобных углеродных (далее — АПУ) покрытий из углеродной плазмы, импульсного катодно-дугового разряда в вакууме. Процесс нанесения покрытий реализуется с использованием промышленного вакуумного оборудования с импульсным катодно-дуговым источником углеродной плазмы, который имеет оригинальную запатентованную конструкцию системы поджига плазмы в вакууме.

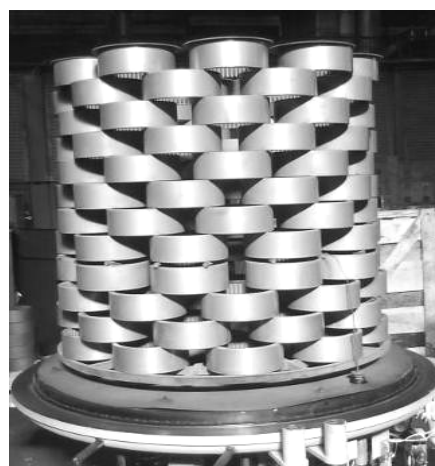
Получаемые АПУ-материалы нашли промышленное применение в качестве упрочняющих износостойких покрытий изделий машиностроения и инструментальной промышленности, для защиты работающих в условиях сухого трения подвижных частей литейных форм при производстве изделий из пластмасс. Разработана технология формирования композиционных наноструктурированных покрытий на основе оксида титана на медицинских имплантатах из сплавов титана сложной геометрической конфигурации, а также комплектах имплантатов с крепёжными изделиями. Покрытия оксида титана, в зависимости от толщины, могут иметь различный цвет, что позволяет использовать цветовое кодирование изделий. Это упрощает и ускоряет проведение операций по установке имплантатов и способствует более эффективному их использованию, а также повышает конкурентоспособность отечественных имплантатов на международном рынке. Разработанные покрытия используются в технологическом процессе изготовления медицинских имплантатов для остеосинтеза НП ООО «Медбиотех» и производстве искусственных клапанов сердца ПРУП «Завод “Электронмаш”».

На основе выполненных фундаментальных и прикладных исследований в области модифицирования и инженерии поверхности создано оборудование и начато серийное производство установок ионно-плазменного азотирования (далее — ИПА), технический уровень и стоимость которых позволяют успешно конкурировать, например, с такими известными фирмами, как PLATEG GmbH и ELTRO GmbH (Германия). В созданном оборудовании ИПА (рисунок 2, а) благодаря применению оптимальной системы теплозащиты при нагреве садки до 525...530°C удельные энергозатраты на 15...20% ниже, чем у немецких аналогов, и составляют 0,6...1,6 кВт · ч / кг в зависимости от загрузки камеры. Использование оборудования и технологии позволяет осуществлять упрочнение деталей длиной до 3 м, сократить продолжительность обработки в 2...5 раз, расход рабочих газов — в 20...100 раз, удельные затраты электроэнергии на формирование упрочнённого слоя — в 2...3 раза по сравнению с традиционным газовым азотированием. Поставки оборудования ИПА осуществлены на ОАО «МАЗ», ПО «Гомсельмаш», ОАО «Завод “Могилёвлифтмаш”», ОАО «БелАЗ».

В рамках Программы инновационного развития Республики Беларусь на 2011—2015 годы выполняются работы по созданию беспилотных летательных аппаратов и беспилотных авиационных комплексов (далее — БАК) и их отдельных подсистем. Введено в строй производство отечественных многофункциональных беспилотных летательных аппаратов с расширенными возможностями с дальностью действия 20, 50 и 290 км. Первым и пока единственным в Республике Беларусь ФТИ НАН Беларуси получил Сертификат Департамента по авиации Министерства транспорта и коммуникаций Республики Беларусь на производство БАК. В институте изготовлен и введён в эксплуатацию службами



а)



б)

**Рисунок 2 — Оборудование ИПА с изменяемой геометрией рабочей камеры производства ФТИ НАН Беларуси (а), шестерни 5440-2405050 в вакуумной камере установки, изготовленной для ОАО «МАЗ» (б)**

Министерства по чрезвычайным ситуациям БАК «Бусел М», разработанный с учётом требований организаций Минского областного исполнительного комитета. Изготовлен экспериментальный образец беспилотного летательного аппарата с дальностью действия до 290 км, а также БАК экологического мониторинга на базе дирижабля (рисунок 3).

С 2009 года в ФТИ НАН Беларуси совместно с БарГУ развивается новое для республики научное направление: магнитно-импульсная упрочняющая обработка стальных изделий, как незакалённых, так и закалённых. Сотрудничество осуществляется в рамках Государственной программы научных исследований «Функциональные и композиционные материалы, наноматериалы» подпрограммы «Высокоэнергетические технологии». Институтом разработан и изготовлен целый ряд установок для магнитно-импульсного упрочнения стальных изделий сферической, цилиндрической и плоской (рисунок 4) формы. Две из них переданы в БарГУ. За истекший период проведено большое количество научных и экспериментальных исследований, в результате которых разработаны опытные технологии упрочнения дереворежущих фрезерных ножей, проведены их опытно-промышленные испытания, показавшие увеличение стойкости упрочнённых магнитно-импульсным методом ножей в 1,5...3,0 раза по сравнению с такими же, но не упрочнёнными ножами. Работы в этом направлении продолжаются. Ведутся также совместные научно-прикладные исследования по разработке технологий изготовления рубильных ножей по производству щепы и организации их производства в рамках Государственного отдельного инновационного проекта.



а)



б)



в)

а — БАК «Буревестник»; б — БАК «Бусел М»; в — БАК экологического мониторинга на базе дирижабля

**Рисунок 3 — Беспилотные авиационные комплексы разработки ФТИ НАН Беларуси**



Рисунок 4 — Магнитно-импульсная установка для упрочняющей обработки плоских изделий

В 2013 году по заказу БарГУ в ФТИ НАН Беларуси разработана и изготовлена установка для ионно-плазменного азотирования стальных изделий (рисунок 5), по своим техническим характеристикам не уступающая лучшим зарубежным аналогам. Она предназначена для проведения научных исследований, а также выполнения заказов промышленных предприятий города и региона по упрочняющей обработке стальных изделий. Это хорошо увязывается с требованием модернизации производства, а также внедрением наукоёмких технологий в производство, особенно в условиях региона. В принципе, создан центр коллективного пользования наукоёмким оборудованием, позволяющий предприятиям региона на условиях хозяйственного договора с университетом выполнять ионно-плазменное упрочнение поверхностей деталей. В настоящее время большой интерес к установке ИПА проявили предприятия не только города Барановичи (ОАО «558 АРЗ», ОАО «Барановичский завод станкопринадлежностей», ОАО «Барановичский станкостроительный завод»), но и предприятия Гродно, Волковыска и др.

Наряду с выполнением производственных заказов проводятся научные исследования по отработке режимов ИПА для различных марок сталей в различных условиях азотирования. Таким обра-

зом, интеграционные взаимодействия ФТИ НАН Беларуси с региональным университетом в Барановичах позволяют решать главную задачу — приближение науки к региональному производству, внедрение в него наукоёмких технологий.



Рисунок 5 — Установка ионно-плазменного азотирования БарГУ

**Заключение.** В настоящее время Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси — это крупное научное учреждение, которое включает в себя 4 отдела, 16 отдельных лабораторий и секторов, 4 специализированных центра, опытное производство, и выполняет работы, востребованные в различных отраслях экономики Беларуси, — машиностроении, оборонной промышленности, микроэлектронике, службах Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь, здравоохранении, строительной индустрии и пр. Ежегодно выполняется более 250 хозяйственных договоров и контрактов на поставку продукции и услуг, по собственным разработкам производится продукция более 100 наименований. Проводимая активная научная, научно-техническая, хозяйственно-договорная, организационная деятельность позволяет институту обеспечить развитие наиболее перспективных направлений и тем самым сохранить статус одного из ведущих научных учреждений Беларуси в области материаловедения и обработки материалов.

Материал поступил в редакцию 22.04.2014 г.

The results of the recent works carried out at the State Scientific Institution “Institute of Physics and Technical Sciences of the Belarusian National Academy of Sciences” (hereinafter — IPTS BNAS) are put forward. The examples of scientific results in the key research areas (materials science, metal forming, and surface modification of materials under high-impact) are under study, they became the basis for creating practically efficient innovations. Particular attention is paid to the development implemented in cooperation with the educational institution “Baranovichi State University.”

**Key words:** materials, induction equipment, electric and thermal hardening, magnet and pulse forming, ion-plasma nitriding, high-energy impact.

УДК 669.056.017

**В. И. Гуринович<sup>1</sup>, В. С. Голубев<sup>1</sup>, Н. Ф. Соловей<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск<sup>2</sup> Открытое акционерное общество «Научно-технический центр комбайностроения», Гомель

## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКЕ И МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ

В данной работе изучались закономерности формирования структуры и свойств среднелегированных сталей при лазерной закалке и лазерном модифицировании.

**Ключевые слова:** износостойкость, лазерная обработка поверхности, упрочнение, лазерная закалка, легирование.

**Введение.** Предприятиям нашей страны в условиях всё возрастающей конкуренции и требований к качеству выпускаемой продукции необходима разработка новых материалов и технологий для комплексного решения проблем усиления надёжности и увеличения срока службы машин и механизмов, придания металлическим изделиям специальных свойств: повышение прочности, износостойкости, коррозионной и термической стойкости, надёжности и т. п. В этих целях целесообразно использовать технологии лазерной обработки поверхности [1], [2], [3]. В настоящее время лазерные технологии прочно заняли свои позиции в промышленности ведущих стран мира. Применение технологических лазеров обусловлено возможностями сфокусированного лазерного излучения: бесконтактность и локальность воздействия, минимальная зона термического влияния, высокие скорости нагрева и охлаждения, снижение уровня остаточных напряжений, отсутствие коробления, повышение дисперсности структуры.

Данные эксперименты с использованием лазерных технологий проводились на наиболее распространённых и широко используемых марках сталей типа 9ХС, 9ХФ, ХВГ, 42CrMo4, 51CrV4 и др. Образцы сталей были закалены и отпущены по рекомендованным режимам с использованием печного нагрева. В их исходной структуре присутствовал отпущенный мартенсит с некоторым количеством остаточного аустенита, и твёрдость составляла 60...62 HRC. При лазерном модифицировании предварительно на образцы указанных сталей шликерным методом наносили порошок износостойкого состава, содержащий карбиды вольфрама, хрома, бориды и другие тугоплавкие соединения. Обработку поверхности проводили с использованием CO<sub>2</sub>-лазера непрерывного действия «КОМЕТА-2». При расплавлении на поверхности формировались слои с пластичной основой и тугоплавкими очень твёрдыми упрочняющими частицами (карбидами, боридами, оксидами и др.), прочно удерживающимися вязким твёрдым раствором слоя и обладающими хорошей сцепляемостью с подслоем. Микроструктурный анализ проводили в поперечных сечениях перпендикулярно поверхности травленных ниталем шлифах на оптическом микроскопе Neophot, дюротрический — на микротвердомере ПМТ-3.

**Результаты исследования и их обсуждение.** Установлено, что при лазерной закалке на поверхности подготовленных образцов так же, как и в углеродистых сталях [3], имеется обезуглероженный слой, в котором концентрация углерода и легирующих элементов ниже, чем внутри образцов, глубина его 0,15...0,20 мм. После лазерной обработки стали ХВГ на поверхности в результате неглубокого частичного расплавления поверхностного слоя образовался мелкодисперсный, слаботравящийся мартенсит в границах областей зёрен с более равноосной морфологией. Ниже наблюдается выраженный столбчатый характер перекристаллизованных в твёрдом состоянии мартенситных областей по направлению теплоотвода, постепенно переходящих к слою, содержащему смесь мартенсита с трооститом (более тёмной составляющей, окаймляющей мартенситные области и расположенной внутри бывших аустенитных зёрен). Ещё глубже — смесь мартенсита с трооститом, сорбитом и очень мелкими выделениями карбидной фазы. По мере углубления количество карбидных включений возрастает,

и располагаются они преимущественно по границам зёрен, образуя цепочки; увеличивается доля сорбита, уменьшаются доли мартенсита и троостита. Характер изменения микроструктуры в стали 9ХС (рисунок 1) иной, чем в стали ХВГ.

Лазерная закалка её образцов приводит к перенасыщению углеродом, хромом и кремнием твёрдого раствора аустенита поверхности, который закристаллизовывается в смесь мелкодисперсного мартенсита и большого количества остаточного аустенита. Сталь обладает более высокой теплопроводностью и прокаливаемостью по сравнению со сталью ХВГ, в которой наблюдались слои с полной (со структурой мартенсита) и неполной закалкой (там, где имела смесь перекристаллизованного мартенсита с трооститом). Весь же аустенит в стали 9ХС, нагретый до температуры выше  $A_{c1}$ , претерпевает полную закалку, превращается в мартенсит с некоторым количеством остаточного аустенита. В то же время из остаточного аустенита успевают выделиться мельчайшие карбидные включения цементита точечных размеров округлой морфологии. При температуре нагрева ниже  $A_{c1}$  эти включения, являясь готовыми центрами кристаллизации, сразу же начинают расти, забирая углерод из мартенсита основы, и разупрочняют его, что подтверждается и отображается на кривых изменения твёрдости. Таким образом, мартенсит этой стали обладает низким сопротивлением к разупрочнению и в процессе охлаждения успевае потерять тетрагональность и искажения кристаллической решётки, т. е. сама сталь в подслое практически не испытывает дополнительного упрочнения. Структура быстро становится похожей на структуру сфероидизированного перлита (смеси феррита с цементитом). Сталь 9ХФ упрочняется в большей степени и на большую глубину, чем 9ХС и ХВГ. Микроструктура образца стали 9ХФ после лазерной модифицирующей обработки изменяется (рисунок 2).

Здесь глубина слоя наплавки — 0,3 мм. Протяжённость перекристаллизованной зоны составила 0,35 мм. Максимальная твёрдость мартенсита в ней — 7 740 МПа (61 HRC). Минимальное значение твёрдости в зоне, нагретой ниже  $A_{c1}$ , — 4 750...5 400 МПа (46...48 HRC). В структуре наблюдается смесь мартенсита очень высокой дисперсности с остаточным аустенитом. Структура стали с мелким первичным зерном порядка 5...20 мкм и мартенситной фазой, устойчивой к релаксационным явлениям. В структуре подслоя, по нашему мнению, имеются карбидные включения VC, которые тормозят рост зерна при нагреве и способствуют упрочнению аустенита при фазовом превращении, а мелкое зерно обеспечивает стали повышенные пластические свойства.

В исходных структурах сталей 9ХФ и 42CrMo4 после лазерной закалки и лазерного модифицирования присутствует мелкодисперсная смесь мартенсита с карбидами точечной морфологии, по нашему мнению, с некоторым количеством остаточного аустенита и твёрдостью 5 500 МПа. Аналогично упрочнению углеродистых сталей, например стали 60ПП, в данном случае также наблюдается волнообразный характер изменения твёрдости по сформированным слоям: слой наплавки, упрочнения, отпуска и основного металла подслоя (таблица 1).

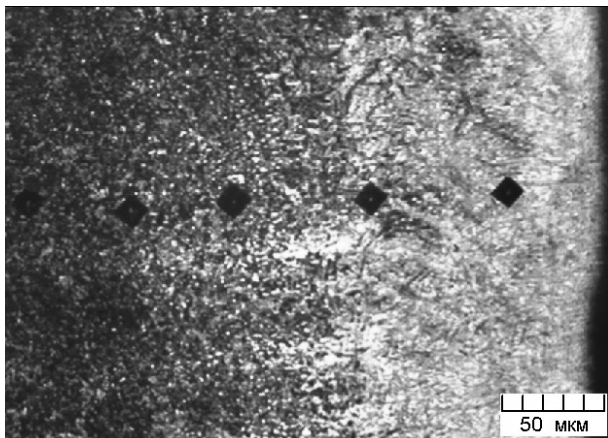


Рисунок 1 — Микроструктура стали 9ХС при лазерной закалке

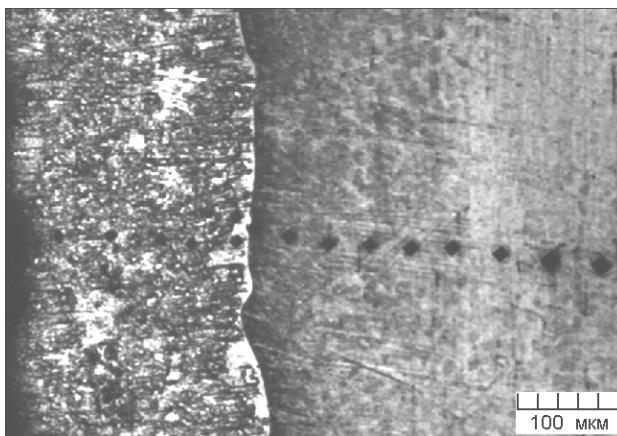


Рисунок 2 — Микроструктура стали 9ХФ после лазерного модифицирования

Т а б л и ц а 1 — Зависимость основных параметров лазерного модифицирования образцов из стали 42CrMo4 от линейной скорости перемещения лазерного луча

Сформированный слой	Основные параметры	Линейная скорость перемещения лазерного луча, мм / с			
		15	30	45	60
Наплавленный слой	Толщина наплавленного слоя, мм	0,17	0,11	0,08	0,05
	Максимальная твёрдость матрицы в слое, МПа (HRC)	10 350 (69,0)	8 500 (64,0)	7 950 (62,0)	11 300 (73,0)
Зона упрочнения	Общая глубина зоны упрочнения, мм	0,60	0,50	0,32	0,25
	Максимальная твёрдость, МПа (HRC)	6 450 (55,5)	7 250 (59,0)	8 150 (62,5)	8 850 (64,5)
Зона отпуска	Глубина, мм	0,51	0,65	0,67	0,65
	Минимальная твёрдость, МПа (HRC)	3 450 (35,5)	4 750 (46,0)	4 650 (45,5)	4 200 (42,5)

Из неё следует, что в зависимости от вводимой энергии лазерного излучения меняются протяжённость слоёв и величина упрочнения мартенсита перекристаллизации. Твёрдость матрицы в наплавке возрастает по мере растворения упрочняющих фаз и насыщения твёрдого раствора основы и составляет 8 000...11 300 МПа. Глубина зоны упрочнения уменьшается по мере увеличения линейной скорости перемещения луча, меняясь от 0,60 до 0,25 мм. При этом максимальная твёрдость в зоне упрочнения возрастает до ~6 450 МПа при 15 мм / с и до ~8 850 МПа при 60 мм / с. Суммарная протяжённость зоны термического влияния уменьшается по мере увеличения скорости обработки.

На границе наплавленного слоя и подслоя наблюдается снижение твёрдости мартенсита, которое можно объяснить изменением легированности твёрдого раствора элементами из слоя наплавки и, вследствие этого, присутствием большого количества остаточного аустенита в смеси с мартенситом в приграничной перекристаллизованной структуре твёрдых матричных растворов как со стороны наплавки, так и подслоя.

Что касается твёрдости тугоплавких упрочняющих частиц в слое, то они присутствуют в виде скруглённых частиц разной травимости: светлых с твёрдостями порядка 17 800...28 000 МПа и более, а также в виде более тёмных, как бы фрагментированных, включений большей травимости, но сохраняющих геометрическую форму областей с твёрдостями порядка 11 000...13 000 МПа. В целях увеличения толщины наплавленного слоя и глубины зоны упрочнения была опробована двукратная упрочняющая обработка с повторным нанесением шликерного слоя и последующего модифицирования с использованием выбранного режима. Анализ результатов показывает, что характер кривой распределения твёрдости при повторном наложении модифицированного слоя остаётся неизменным. Величина упрочнения в зоне перекристаллизации осталась той же (максимальная твёрдость ~5 700...5 900 МПа). Однако увеличилась протяжённость зоны отпуска (~0,4 мм вместо ~0,3 мм). Уменьшилась длина приграничного слоя, в котором наблюдается падение твёрдости с небольшим снижением по величине (значение твёрдости порядка 3 200 МПа, для сравнения: ~3 450 МПа — при однократном проходе). Толщина слоя наплавки увеличилась до 0,25 мм вместо 0,20 мм. Таким образом, существенного упрочнения в зоне термической перекристаллизации с использованием повторного лазерного модифицирования с нанесением шликера и оплавлением не получено, но толщина наплавленного слоя увеличилась примерно в 1,25 раза. Дальнейшее упрочнение мартенсита возможно получить, используя повторное вторичное твердение с дополнительным отпуском.

Отпуск образцов стали 42CrMo4 после лазерной модифицирующей обработки проводили в интервале температур 300...700°C в печи сопротивления (выдержка 1 ч, охлаждение — воздух) (таблица 2).

Из них следует, что оптимальной температурой для упрочнения мартенсита в зоне, подвергнутой перекристаллизации с использованием процессов вторичного твердения, можно считать температуру,

Т а б л и ц а 2 — Результаты экспериментов по отпуску стали 42CrMo4 после лазерной модифицирующей обработки

Температура отпуска, °С	Глубина слоя наплавки, мм	Максимальная твёрдость в перекристаллизованном слое, МПа (HRC)	Остаточная твёрдость в основе, МПа (HRC)
300	0,35	4 650 (46)	3 950 (40,0)
400	0,29	6 200 (55)	5 400 (50,0)
500	0,15	7 400 (60)	6 400 (55,5)
550	0,25	4 050 (42)	3 950 (50,0)
600	0,15	3 750 (39)	4 050 (42,0)
700	0,20	2 550 (25)	2 500 (24,5)

равную 500°С, при которой твёрдость мартенсита возрастает с 6 450 МПа (55,5 HRC) до 7 400 МПа (60,0 HRC) в результате протекания процессов старения.

Дополнительная перезакалка образцов этой стали, нагретых до температуры 800°С в печи сопротивления (10 мин с последующим охлаждением в воду), при толщине слоя 0,175 мм показала увеличение твёрдости в основе до 9 250 МПа (65...67 HRC) и отсутствие характерного для зоны отпуска интервала снижения твёрдости на кривой её изменения по глубине образцов. Однако в слое наплавки при закалке с применением воды в качестве закалочной среды наблюдались трещины. Использование в качестве охлаждающей среды масла приводит к снижению показателей твёрдости мартенсита основы 8 150 МПа (62,5 HRC), но позволяет устранить образование трещин в наплавленном слое. Характер кривой изменения твёрдости по глубине образцов остаётся таким же, как и при закалке в воду. Трещин в слое наплавки толщиной 0,05...0,17 мм не наблюдалось. При толщине, равной 0,35 мм, присутствовали отдельные трещины, перпендикулярные поверхности.

Перезакалка образцов стали с использованием нагрева токами высокой частоты от температур 800 и 830°С и охлаждением в масло дала следующие результаты: твёрдость основы — 8 400...8 500 МПа (63...64 HRC) и 7 400...7 500 МПа (60...61 HRC) соответственно. При этом в наплавленных слоях толщиной 0,10...0,30 мм трещин также не наблюдалось.

Далее были проделаны эксперименты с нанесением одинаковых модифицированных слоёв на подслои образцов выбранных сталей с различной предварительной термической обработкой. Использовали образцы в состоянии поставки (сырые) и с закалённой основой (температура закалки 800°С из печи, охлаждение в масло). Оказалось, что в наплавленном слое обоих образцов получены высокие твёрдости порядка 12 000 МПа (72 HRC) и 7 500...7 700 МПа (60...61 HRC) в зоне перекристаллизации. Твёрдость основы за зоной перекристаллизации в образцах, упрочнённых с использованием сырых образцов, осталась на уровне 2 200...2 300 МПа (20...21 HRC), на глубине порядка 0,5 мм и далее она примерно одинакова. В образцах с закалённой основой после зоны перекристаллизации наблюдается зона отпуска протяжённостью примерно 1,0...1,2 мм, затем прослеживается дальнейший рост значений твёрдости до исходной по мере уменьшения температуры нагрева образца по сечению из-за снятия напряжений в кристаллической решётке мартенсита и протекания релаксационных явлений. Минимальное значение твёрдости в этой зоне — 4 350...4 400 МПа (44...46 HRC). Режимы лазерной обработки для сталей подобраны ранее в зависимости от плотности, мощности лазерного излучения установки «Комета-2», линейных скоростей перемещения лазерного луча, расстояния между лазерными дорожками и диаметра лазерного пятна.

В целях восстановления структуры материала подложки нами была опробована перезакалка образцов обеих сталей, подвергнутых лазерному модифицированию, заключающаяся в дополнительном нагреве в печи сопротивления, и быстрое охлаждение с разными скоростями. Было опробовано охлаждение в холодном масле, а также водой под давлением (спрейерная закалка по специально разрабо-

танним технологиям [2]). В результате металлографического анализа установлено, что падение твёрдости в зоне отпуска отсутствует, твёрдость основы повысилась до 9 200...9 500 МПа (65...66 HRC). Однако в образцах с использованием закалённого подслоя в стали 9ХФ, лазерно-упрочнённых и заново закалённых, визуально обнаружались тонкие трещины, распространяющиеся вглубь от поверхности. Количество таких трещин возрастало при механической обработке, связанной, например, с заточкой кромки шлифованием, несмотря на то, что она выполнялась абразивным кругом с интенсивным охлаждением водяной эмульсией. В образцах с дополнительной закалкой после лазерной модифицирующей обработки с использованием сырого подслоя трещин не наблюдалось.

Было также проведено испытание образцов ударным воздействием стали 9ХФ с заточенной кромкой. В результате ударов по кромке происходило её разрушение с формированием выбоин и образованием макроструктуры хрупкого излома с кристаллическим строением. Применение дополнительного отпуска образцов при температурах 200...280°C привело к снятию напряжений, протеканию релаксационных процессов и постепенному изменению вида излома, имеющего неоднородный характер разрушения. В макроструктуре поперечных сечений образцов присутствовали участки хрупкого кристаллического строения, а также вязкого ямочного. С повышением температуры отпуска величина площади разрушения с кристаллическим строением уменьшалась, увеличивалась доля вязкой составляющей с ямочным строением. Заточенные кромки образцов при испытании ударом получили выбоины с вмятинами и характерными пластически-деформированными заусенцами, а также прилежащими к выбоинам зонами пластического воздействия. Механизм разрушения стал ямочным, с фасетками межзёрненного рельефа, образованного, по нашему мнению, путём слияния микропор и микропустот.

Параллельно с образцами стали 9ХФ аналогичную лазерную и термическую обработку, а также испытания ударом проводили на образцах стали 51CrV4. Лазерная модифицирующая обработка этой стали была проведена на образцах только с закалённым подслоем. Так же, как и на образцах стали 9ХФ, при ударе по заточенной кромке ножей образовывались выбоины с образованием отделяющихся металлических частей со смешанным строением макроструктуры излома. Поверхностные слои, как со стороны модифицированного слоя, так и противоположной к нему, имели матовый ямочный характер макроструктуры излома, а во внутренних частях наблюдались гладкие блестящие участки, иногда с мелкими блестящими ступеньками и кристаллическим строением, характерным для хрупкого скола, но трещин в образцах не обнаруживалось. Отпуск ножей при температурах 200...280°C в течение 1 ч приводил к снятию напряжений в структуре, изменению напряжённого состояния, как в поверхностных, так и во внутренних слоях лезвийной части ножей, что обуславливало смену механизмов излома в слоях по сечению. Уже при температуре 220°C излом стал однородным, матового цвета, с фасетками ямочного характера разрушения, свойственного вязкому сколу. В поперечном сечении этой стали можно было наблюдать образование рельефа типа седла с приподнятыми вверх краями. Это можно объяснить тем, что в результате лазерной модифицирующей обработки на поверхности и в зоне термического влияния образуются упрочнённые слои с мелкодисперсной структурой, высоким уровнем свойств, но большими остаточными напряжениями. Остаточные напряжения в металлах образуются в результате неравномерного распределения температуры по сечению детали, протекания фазовых превращений и при проведении механической поверхностной обработки. На их величину оказывает влияние химический состав стали, они существенно зависят от величины зерна, внедрения в кристаллическую решётку чужеродных атомов и др. В целом, при лазерном модифицировании с расплавлением поверхности сложно проанализировать и описать всю совокупность явлений, которые оказывают влияние на величину и распределение остаточных напряжений, возникающих в изделиях при формировании износостойких слоев на поверхности, с применением различных металлов, имеющих разные коэффициенты теплопроводности, температурные коэффициенты линейного расширения, и различиями, обусловленными структурой слоёв наплавки и основы. Тем не менее, опробованный метод упрочнения, режимы лазерной обработки и совокупность приёмов термической обработки позволили подобрать материал и термическую обработку образцов с тонкой, заточенной на клин, кромкой, способных выдерживать значительные ударные нагрузки без образования трещин и сопротивляться абразивному износу.

**Заключение.** На основании проведённой работы можно дать рекомендации по изготовлению тонколезвийных изделий, например ножей для сельскохозяйственных машин, деревообрабатывающих станков и др. В этом случае целесообразно использовать среднелегированные стали, позволяющие получать мелкодисперсные, относительно стабильные закалённые структуры, способные противостоять релаксационным процессам, т. е. стали с высокой стойкостью к разупрочнению мартенсита. Такими свойствами обладают стали 9ХФ, 42CrMo4, 51CrV4, легированные хромом, молибденом и ванадием.

#### Список цитируемых источников

1. Астапчик, С. А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. — Минск : Беларус. наука, 2008. — 252 с.
2. Повышение работоспособности деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин / И. Н. Шило [и др.]. — Минск : БГАТУ, 2010. — 320 с.
3. Изменение структуры поверхности углеродистых сталей при лазерном модифицировании / В. И. Гуринович [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : материалы VIII Междунар. науч.-техн. конф. : сб. — Минск : ФТИ НАН Беларуси, 18—20 сент. 2013 г. — С. 169—176.

Материал поступил в редакцию 23.05.2014 г.

This work studied the patterns of formation of structure and properties of intermediate steels in laser hardening and laser modification.

**Key words:** durability, laser surface treatment, hardening, laser hardening, alloying.

УДК 621.778:537-8

**В. В. Клубович**

Учреждение образования «Белорусский национальный технический университет», Минск

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ ДЕФОРМАЦИИ

Приведены результаты исследования влияния ультразвуковых колебаний на физико-механические свойства разнородных материалов при волочении тонкой проволоки из свинцово-оловянистого припоя с наполнителем из канифоли, а также проволоки из алюминия высокой чистоты.

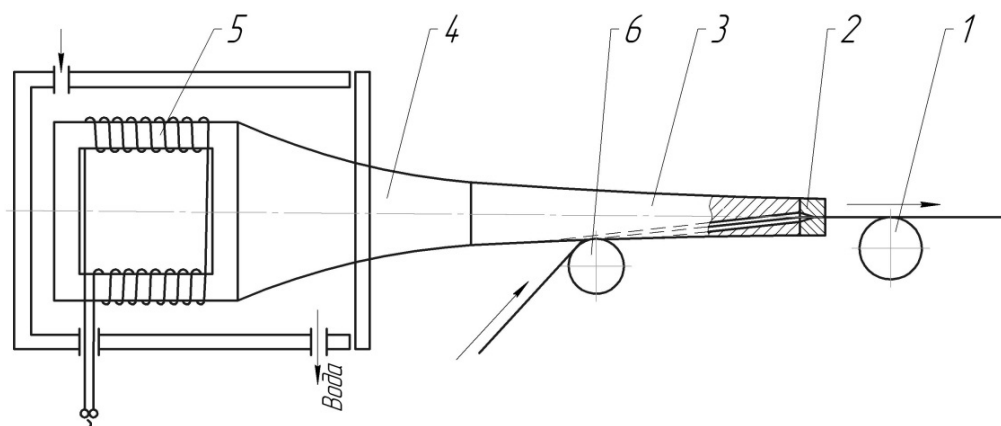
Установлено, что проволока, протянутая с наложением ультразвуковых колебаний, имеет меньшее удельное сопротивление, что объясняется более совершенной структурой, которая приводит к меньшему рассеянию электронных волн.

**Ключевые слова:** физико-механические свойства, свинцово-оловянистый припой, ультразвуковые колебания, разупрочняющее действие, прочность структуры.

**Введение.** Изучение изменения свойств разнородных материалов проводили после волочения тонкой проволоки в обычных условиях и при наложении ультразвуковых колебаний (далее — УЗК). Получение тонкой проволоки из свинцово-оловянистого припоя с наполнением из канифоли и проволоки из алюминия высокой чистоты волочением в обычных условиях представляет большие трудности, поскольку в результате налипания алюминия и неравномерного заполнения канала канифолью у припоя происходят частые обрывы проволоки по выходе из волоки. В целях стабилизации процесса и увеличения единичных и суммарных обжатий проводили исследования по волочению тонкой проволоки из алюминия (А999) и припоя (ПОС-61) с наложением ультразвуковых колебаний.

Волочение тонкой проволоки проводили по схеме (рисунок 1). В качестве источника УЗК применяли преобразователь типа ПМС-1-1 или ПМС-15А-18. При такой схеме волочения в концентраторе просверливали отверстие диаметром 4...6 мм с выходом на боковую поверхность. Протягиваемая проволока через отверстие поступала в волоку под небольшим углом, при выходе из которой закреплялась в захвате волочильной машины.

Амплитуда УЗК на торце концентратора (где была закреплена волока) составляла 18...20 мкм. При включении ультразвука процесс волочения припоя и алюминиевой проволоки стабилизируется



1, 6 — отражатели; 2 — волока; 3 — концентратор; 4 — переходный стержень;  
5 — преобразователь

Рисунок 1 — Схема волочения с расположением очага деформации в пучности смещений

(ликвидируются обрывы и налипание), происходит снижение усилия волочения на 50...60%, что позволило увеличить степень обжатия за проход до 60% по сравнению с волочением в обычных условиях без ультразвука.

Кроме изучения силовых параметров и механических свойств, проводили исследования качества поверхности и удельного электросопротивления проволоки после волочения с наложением ультразвука и в обычных условиях.

Механические свойства проволоки, полученной методом волочения, во многом определяют её качество. Изучению влияния циклических нагрузжений на изменение механических свойств металлов и сплавов посвящён ряд работ, из которых следует, что воздействие знакопеременных напряжений растяжения/сжатия на металлы приводит к изменению их свойств. Изменение механических свойств металла при действии УЗК в процессе волочения является следствием ряда факторов, оказывающих разупрочняющее действие на металл.

Известно, что пластическая деформация металла осуществляется путём перемещения дислокаций. По мере увеличения степени деформации плотность их увеличивается, сопротивление смещению дислокаций возрастает, что вызывает увеличение предела прочности металла и снижение относительного удлинения. При волочении с наложением УЗК происходит поглощение акустической энергии деформируемым металлом, что способствует активации задержанных дислокаций. Активации дислокаций в зоне пучности смещений ультразвуковой волны в основном способствуют большие упругие деформации кристаллической решётки. При амплитуде колебаний 18 мкм, когда скорость атомов достигает 2,19 м / с, а ускорение — 265 000 м / с<sup>2</sup>, может иметь место отрыв дислокации от точек закрепления. Поэтому достаточно небольшого внешнего напряжения, чтобы вызвать пластическую деформацию. На процесс разупрочнения влияет также нагрев металла при волочении с ультразвуковыми колебаниями, приводящий к возврату или собирательной рекристаллизации в зависимости от исходной структуры.

**Методика исследований.** Для проведения механических испытаний были изготовлены образцы из свинцово-оловянистой проволоки ПОС-61 и алюминиевой проволоки А999 с диаметром, который после последнего перехода составлял 0,56 мм. При испытании образцов на растяжение определяли предел прочности  $\sigma_b$  и относительное удлинение  $\delta$ . Механические испытания на растяжение проводили на испытательной машине на пяти образцах для каждого материала, полученных в обычных условиях и при наложении УЗК, и вычисляли средние значения.

Приведём усреднённые результаты механических испытаний проволоки, полученной волочением с ультразвуком и обычным способом (таблица 1).

Анализ приведённых данных показывает, что предел прочности свинцово-оловянистой проволоки с наполнителем из канифоли и алюминиевой проволоки, протянутых с наложением УЗК, меньше, а относительное удлинение больше, чем у проволоки, протянутой в обычных условиях.

Качество поверхности проволоки после волочения, кроме других факторов, зависит от смазки и чистоты поверхности рабочей части волюки. Для выяснения влияния наложения УЗК на качество поверхности проволоки исследования проводились при соблюдении одинаковых условий волочения. Качество поверхности определяли после волочения в обычных условиях и при наложении продольных УЗК, когда очаг деформации был расположен в пучности смещений колебательной системы. Анализ

Т а б л и ц а 1 — Механические свойства проволоки

Материал	Степень деформации $\epsilon$ , %	Механические свойства			
		Волочение без УЗК		Волочение с УЗК	
		предел прочности, $\sigma_b$ , МПа	относительное удлинение $\delta$ , мм	предел прочности, $\sigma_b$ МПа	относительное удлинение $\delta$ , мм
ПОС-61	7,8	36,6	7,5	35	8,3
А999	7,8	53,6	0,8	31	1,0

качества поверхности проволоки проводили с помощью интерферометра МИИ-4 и двойного микроскопа МИС-II. О чистоте поверхности судили по высоте гребешков ( $R_z$ ) на поверхности проволоки (таблица 2). Шероховатость поверхности определяли по трём сечениям с шагом 10 мм. В каждом сечении брали четыре точки.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Из полученных данных (см. таблицу 2) следует, что в результате наложения УЗК на проволоку в процессе волочения значительно повышается её чистота поверхности. Данное улучшение, по нашему мнению, объясняется тем, что волока совершает колебания относительно проволоки с отзывом контактируемых поверхностей, в результате чего происходит смятие (сглаживание) микронеровностей на поверхности последней, а также уменьшением контактного трения под действием ультразвука.

Рассмотрим фотографии поверхности алюминиевой проволоки, полученные с использованием растрового электронного микроскопа, со степенью деформации 23% (рисунок 2, а) и поверхности алюминиевой проволоки, протянутой с наложением УЗК с той же степенью деформации (см. рисунок 2, б). Видно, что поверхность проволоки, протянутая без ультразвука, имеет более широкие и глубокие борозды, по сравнению с поверхностью проволоки, протянутой с наложением УЗК.

Ранее нами [1] было показано, что при волочении проволоки в пучности смещения ультразвуковой волны происходит уменьшение неравномерности деформации по сравнению с обычным волочением.

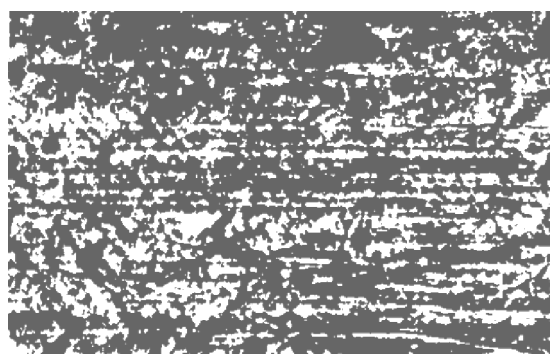
Это объясняется динамическим характером воздействия инструмента на деформируемый металл и связанным с ним уменьшением сил контактного трения. Для более полного изучения причин уменьшения неравномерности деформации при действии ультразвука проведены исследования микротвёрдости алюминиевой проволоки после волочения.

Т а б л и ц а 2 — Высота гребешков на поверхности протянутой проволоки  $R_z$ , мкм

Материал	Номер прохода	$R_z$ без УЗК	$R_z$ с УЗК
А999	1	0,78	0,37
	2	0,76	0,36
	3	0,74	0,34
ПОС-61	1	0,8	0,34
	2	0,78	0,35
	3	0,74	0,32



а)



б)

а — без наложения УЗК; б — с наложением УЗК

Рисунок 2 — Изображения поверхностей алюминиевой проволоки во вторичных электронах.  $\times 400$

Исследование распределения микротвёрдости в поперечном сечении проволоки, полученной волочением в обычных условиях и с наложением УЗК, позволяет качественно определить влияние ультразвука на характер процесса пластического деформирования при волочении. Алюминиевую проволоку протягивали за два прохода. Затем делали поперечный срез проволоки, приготавливали шлифы и измеряли изменение микротвёрдости по поперечному сечению проволоки.

Усреднённые результаты проведённых исследований микротвёрдости проволоки, протянутой с наложением ультразвука и без УЗК, представлены в виде графиков (рисунок 3).

Анализ полученных данных показывает, что распределение микротвёрдости по поперечному сечению проволоки после волочения неравномерно, причём с увеличением степени деформации микротвёрдость проволоки возрастает (см. рисунок 3). После волочения поверхностные слои проволоки имеют более высокие значения микротвёрдости, чем центральные. При волочении с наложением УЗК кривая распределения микротвёрдости по сечению проволоки имеет более плавный ход, чем при волочении в обычных условиях, причём значение микротвёрдости вблизи поверхности в первом случае меньше, чем во втором (при деформации в обычных условиях), т. е. металл деформируется более равномерно по сечению образца при волочении с ультразвуком. Это объясняется уменьшением сил контактного трения в очаге деформации в результате действия УЗК.

Таким образом, проволока, протянутая с наложением ультразвука, отличается большей равномерностью механических свойств по сравнению с проволокой, полученной обычным способом.

Известно, что свойства деформируемого металла тесно связаны со структурой. При изменении структуры металла в первую очередь происходит изменение их физических и механических свойств. Для изучения влияния ультразвука на структуру были проведены сравнительные микроструктурные исследования алюминиевой проволоки, протянутой с наложением УЗК и в обычных условиях. Границы зёрен выявляли путём кратковременного электролитического вытравливания поверхности шлифа. Полученные таким образом шлифы исследовали на микроскопе МИМ-8. В результате проведённых исследований существенного различия в строении деформируемого металла обнаружено не было. Однако сравнительные исследования показали, что при волочении с ультразвуком в деформации участвует практически весь конгломерат зёрен, в то время как при обычном волочении сохраняются участки с недеформированными зёрнами (отдельные зёрна сохраняют округлую форму). Это подтверждает вышеприведённое предположение, что введение ультразвука в очаг деформации значительно уменьшает неравномерность деформации.

Распределение и величина остаточных напряжений, степень искажённости кристаллической решётки в значительной мере характеризует прочностные и пластические свойства деформированного металла. Изменение характеристик тонкой структуры приводит к изменению электропроводности, теплопроводности и ряда других свойств материалов. Поэтому исследование остаточных напряжений представляет определённый интерес для оценки качества проволоки.

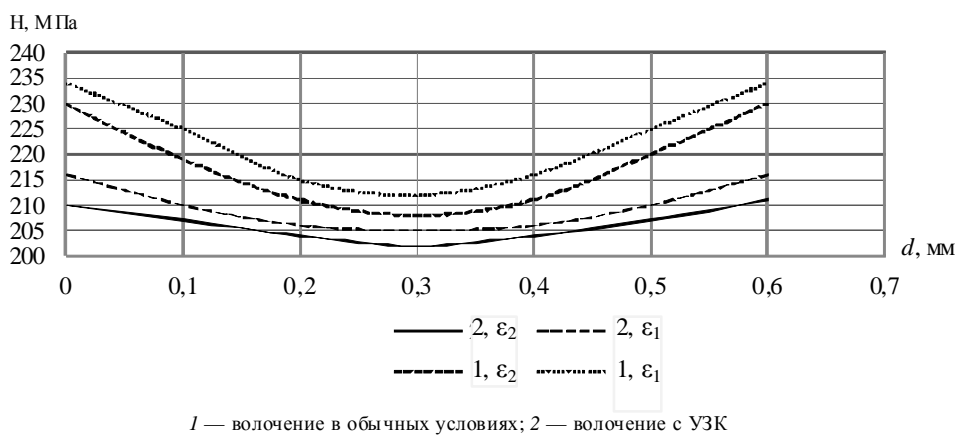


Рисунок 3 — Распределение микротвёрдости в поперечном сечении алюминиевой проволоки после волочения ( $\epsilon_1$  равно 12%,  $\epsilon_2$  — 6%)

В целях определения влияния ультразвуковых колебаний на величину остаточных напряжений проведены сравнительные рентгенографические исследования проволоки, протянутой с одинаковыми технологическими параметрами за три прохода в обычных условиях и с наложением УЗК.

Рентгенографические исследования проводили на образцах из алюминиевой проволоки на рентгеновской установке УРС-50Н с ионизационной регистрацией рентгеновских дифракционных максимумов в медном излучении. Распределение интенсивности в рентгеновской интерференционной линии регистрировалось на самопишущем приборе ЭПП-09. Для съёмки использовали два интерференционных максимума линии  $K_\alpha$  — серии от плоскости (111) с углом дифракции, равным  $19^\circ 5'$  и плоскости (331) с углом дифракции, равным  $56^\circ 10'$  [2].

На основе результатов рентгенографических исследований определяем величину микроискажений кристаллической решётки образцов  $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$

Зная величину микроискажений кристаллической решётки, определяли остаточные напряжения ( $\sigma_0$ ) и плотность дислокаций.

В предположении объёмного напряжённого состояния остаточные напряжения  $\sigma_0$  определяли по формуле Каглиотти—Закса

$$\sigma_0 = \frac{E}{1-2\mu} \frac{\Delta a}{a},$$

где  $E$  — модуль упругости материала;

$\mu$  — коэффициент Пуассона.

Для распределения микроискажений кристаллической решётки по Гауссу плотность дислокаций находили по формуле

$$\rho_{\Gamma} = \frac{24E}{5\pi I b} \left(\frac{\Delta a}{a}\right)^2,$$

где  $I$  — модуль сдвига;

$b$  — вектор Бюргера.

Принимая распределение микротвёрдости по Коши, величина плотности дислокаций будет иметь следующее значение:

$$\rho_{\kappa} = \frac{96E}{5I b} \left(\frac{\Delta a}{a}\right)^2.$$

Приведём значения остаточных микроискажений кристаллической решётки  $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$  остаточных напряжений ( $\sigma_0$ ) и плотности дислокаций  $\rho_{\Gamma}$ , полученных после волочения в обычных условиях и с наложением УЗК (таблица 3).

Анализ данных показывает, что при волочении с наложением ультразвука происходит изменение характеристик тонкой структуры несколько меньше, чем при волочении проволоки в обычных условиях. Так, величина остаточных напряжений в проволоке, полученной волочением с наложением УЗК, примерно на 15% меньше, чем в проволоке, полученной волочением в обычных условиях; величина плотности дислокаций примерно на 28% меньше, а величина микроискажений кристаллической решётки меньше на 15% (см. таблицу 3).

Рассмотрим изменение остаточных напряжений для проволоки, протянутой обычным способом и с наложением ультразвуковых колебаний в зависимости от степени деформации (рисунок 4). Величина

Т а б л и ц а 3 — Значение характеристик тонкой структуры в образцах после волочения

Материал	Номер прохода	Волочение без наложения УЗК				Волочение с наложением УЗК			
		$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^{-4}$	$\sigma_0$ , МПа	по Гауссу $\rho_G \cdot 10^7$ , см <sup>-2</sup>	по Коши $\rho_K \cdot 10^8$ , см <sup>-2</sup>	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^{-4}$	$\sigma_0$ , МПа	по Гауссу $\rho_G \cdot 10^7$ , см <sup>-2</sup>	по Коши $\rho_K \cdot 10^8$ , см <sup>-2</sup>
А999	1	1,04	26,00	2,75	3,41	0,88	22,00	1,96	2,45
	2	1,28	32,00	4,15	5,18	1,07	26,80	2,91	3,63
	3	1,40	35,00	4,96	6,19	1,16	29,00	3,42	4,27

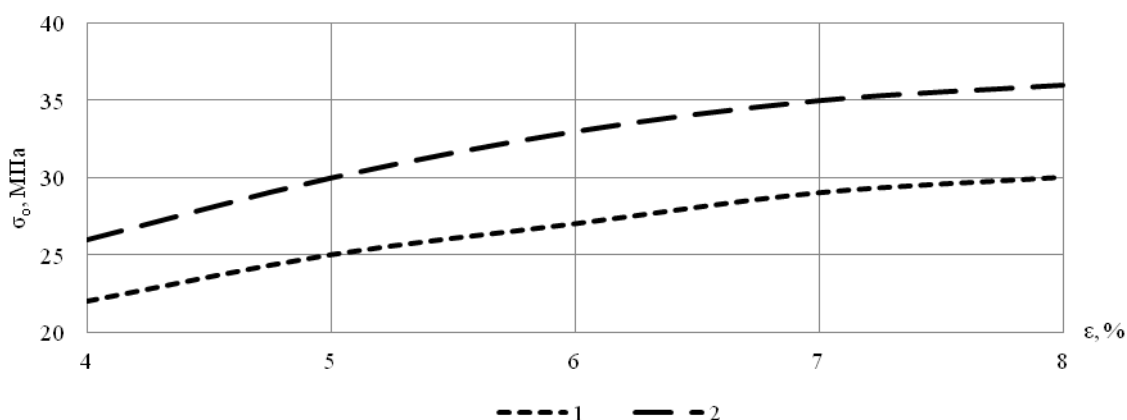


Рисунок 4 — Изменение остаточных напряжений ( $\sigma_0$ ) в алюминиевой проволоке после волочения с наложением УЗК (1) и без УЗК (2) в зависимости от степени деформации ( $\epsilon$ )

остаточных напряжений возрастает по мере увеличения степени деформации как при волочении обычным способом, так и с наложением УЗК. Однако применение ультразвука в процессе пластической деформации способствует уменьшению величины остаточных напряжений, ибо общий уровень напряжений в проволоке, деформированной с УЗК меньше, чем после деформации в обычных условиях.

Уменьшение остаточных напряжений, остаточных микроискажений кристаллической решётки и плотности дислокаций можно объяснить, учитывая особенности, сопровождающие процесс деформации с наложением ультразвука.

Величина остаточных напряжений при волочении проволоки в значительной степени характеризует неравномерность деформации. Установлено [1], что после волочения с наложением ультразвука деформация и микротвёрдость распределяются по сечению проволоки более равномерно и имеют значения несколько меньшие, чем при волочении в обычных условиях. Этот характер изменения деформации и микротвёрдости в общем соответствует изменению тонкой структуры. Кроме того, уменьшение величины остаточных напряжений при деформации с наложением ультразвука связано с процессом разупрочнения металла вследствие поглощения акустической энергии по сравнению с деформацией в обычных условиях.

**Заключение.** Полученное изменение характеристик тонкой структуры металла, деформированного с наложением УЗК по сравнению с деформацией в обычных условиях является результатом необратимого действия ультразвуковых колебаний на пластически деформируемый металл. Это необратимое действие ультразвука связано со многими процессами, имеющими место в макро- и микрообъёмах металла. К основным процессам можно отнести следующие:

1) уменьшение контактного трения при волочении с наложением УЗК обеспечивает меньшую неравномерность деформации по сечению образца, что приводит к уменьшению остаточных напряжений;

2) исследования развития полос скольжения в образцах при деформации с наложением ультразвука показали, что процесс внутризёрненной деформации происходит интенсивнее, а межзёрненной — медленнее (по сравнению с деформацией в обычных условиях) [1]. Следовательно, остаточные напряжения, плотность дислокаций и упрочнение после деформации с ультразвуком будут меньшими;

3) разупрочняющие процессы, приводящие к перестройке дислокаций в конфигурации с минимумом энергии, также уменьшают остаточные напряжения;

4) локальное повышение температуры ускоряет разупрочняющие процессы, в результате чего уменьшается величина остаточных напряжений.

Известно, что существует глубокая корреляция между структурой материала и его электрическими свойствами. Такая макроскопическая характеристика, как удельное сопротивление, является чувствительным индикатором тонких структурных изменений, происходящих в металлах, в частности, под действием ультразвука. Изменение удельного сопротивления является доказательством наличия изменений в атомной структуре.

Электрическое сопротивление реальных металлов обусловлено тем, что их структура отличается от идеальной кристаллической решётки. В реальных металлах решётка искажена тепловыми колебаниями ионов и всевозможными структурными неоднородностями, например, точечными и линейными дефектами кристаллической решётки. Для кристалла с правильной решёткой без дефектов и примесей рассеяние электронов обуславливается нарушением идеальности распределения узлов вследствие тепловых колебаний и определяется амплитудой тепловых колебаний ионных остовов. В процессе деформации увеличиваются микроискажения кристаллической решетки, образуется большое количество линейных дефектов кристаллической решётки (дислокаций), точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов), которые и обуславливают увеличение электросопротивления.

В результате проведённых исследований установили, что проволока, протянутая с наложением УЗК, имеет примерно на 2...3% меньшее удельное электросопротивление, чем проволока, протянутая в обычных условиях. Уменьшение удельного электрического сопротивления проволоки, протянутой с наложением ультразвука по сравнению с удельным электрическим сопротивлением проволоки, протянутой в обычных условиях, объясняется более упорядоченной (совершенной) структурой, которая приводит к меньшему рассеянию электронных волн.

Следовательно, образующиеся при пластической деформации искажения кристаллической решётки снимаются при наложении ультразвука действием возврата, и удельное электрическое сопротивление проволоки уменьшается.

#### Список цитируемых источников

1. Клубович, В. В. Влияние ультразвуковых колебаний на характер распределения деформации при волочении / В. В. Клубович, Л. К. Конышев, А. С. Масаковская // *Металлургия* : респ. межведом. сб. — Вып. 5. — Минск : [б. и.], 1974.
2. Рентгенографический и электронографический анализ / С. С. Горелик [и др.]. — М. : [б. и.], 1970.

Материал поступил в редакцию 22.04.2014 г.

The results of the ultrasonic vibrations effect on physical and mechanical properties of dissimilar materials at drawing fine wire made of lead-tin solder filled with rosin and wire high-purity aluminum have been put forward. It has been found out that the wire stretched to overlay the ultrasonic vibration has a lower resistivity that appears to be the result of the improved structure which leads to less scattering of the electron waves.

**Key words:** physical and mechanical properties, lead-tin, ultrasonic vibrations, softening action, strength of the structure.

УДК 621.79

**В. М. Константинов**

Учреждение образования «Белорусский национальный технический университет», Минск

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИЗНОШЕННЫХ ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ АРМАТУРЫ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Изучено влияние комплексного легирования меди хромом и углеродом, а также хромом и бором на свойства наплавленных слоёв на восстановленных электродах контактной сварки арматуры железобетонных конструкций. Установлено повышение твёрдости и электропроводности наплавленного слоя системы Cu-Cr-B за счёт уменьшения размера зерна и дополнительного образования вторичных боридов хрома.

**Ключевые слова:** наплавочный сплав, электрод контактной сварки, легирование хромом и бором.

**Введение.** При эксплуатации рабочая поверхность электрода для контактной сварки (далее — ЭКС) арматуры железобетонных конструкций подвергается ряду внешних воздействий, обуславливающих интенсивное разрушение ЭКС. Как правило, разрушение выражается либо в увеличении диаметра рабочей части более допустимого, либо в увеличении выемки от свариваемой арматуры. И в том, и в другом случае приходится снимать верхний дефектный слой металла механической обработкой. Стойкость ЭКС относительно невелика и в зависимости от условий работы и материала колеблется от 1 000 до 10 000 точек сварки. Восстановление ЭКС, являясь очевидным эффективным решением, тем не менее представляет значительные трудности, в первую очередь технико-экономического характера. Стоимость ЭКС мала, поэтому сплав для восстановления, обеспечивая высокую стойкость ЭКС, должен иметь минимальную стоимость для обеспечения технико-экономической эффективности реновационной технологии.

Целью работы является исследование влияния ряда легирующих элементов на свойства наплавочных сплавов на медной основе для восстановления электродов контактной сварки арматуры железобетонных конструкций.

**Анализ условий работы электродов контактной сварки и требования к сплавам для восстановления.** В процессе работы ЭКС происходит разупрочнение его рабочей части. Толщина разупрочнённого слоя колеблется от 1,5 до 3,5 мм. Изменение контактной поверхности электродов и их свойств в процессе сварки находится в соответствии с изменением структуры электродного материала. Рекристаллизация в наиболее нагруженных областях начинается уже после 200 точек сварки. С увеличением числа точек сварки в процессе рекристаллизации материала ЭКС вовлекаются новые слои контактной поверхности от центра к краю. С увеличением числа сварок рекристаллизованные зёрна укрупняются, падает твёрдость.

Результаты выполненного фазового анализа изношенного ЭКС (таблица 1) свидетельствуют о следующем: в процессе работы электрода его рабочая часть механически захватывает частицы свариваемой стали. Как медь электрода, так и железо свариваемой арматуры активно окисляются; окисление меди происходит даже активнее, чем при её выплавке: плавленная медь, как правило, содержит закись  $Cu_2O$  [1], тогда как поверхность электрода — оксид меди  $CuO$ . Медь электрода почти не легируется железом (так как длительность взаимодействия невелика), а железо — медью. Уменьшение периода решётки меди является следствием возникновения высоких внутренних напряжений растяжения: они превышают 600 МПа, что приводит к расплющиванию конца электрода. Исходное нагартованное состояние сплава электрода снимается в процессе работы. Это подтверждается сравнением размеров блоков и уровня микронапряжений.

Аналогичные результаты получены авторами [2], [3] при изучении ЭКС для точечной сварки листовых сталей. Ими установлено, что в процессе сварки происходит как первичная, так и собирательная

Т а б л и ц а 1 — Результаты фазового рентгеноструктурного анализа изношенного медного ЭКС

Определяемые параметры		Рабочая изношенная поверхность электрода	Крепёжная (нерабочая) часть электрода
Фазовый состав: фаза (число линий) / процент по объёму		Cu / 6 / 33; Fe <sub>α</sub> / 6 / 27; Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> / 9 / 9; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> / 9 / 16; CuO / 23 / 13	Cu / 6 / 100
Периоды решёток, ангстрем: эталон / опыт	Cu	3,615 / 3,6087	3,615/3,6163
	Fe <sub>α</sub>	2,8664 / 2,8665	—
Остаточные напряжения I рода в меди, МПа		630	—
Размер блоков мозаики, ангстрем		20,25	11,75
Остаточные микронапряжения II рода, МПа		350	600

рекристаллизация. Однако если при обычной статической собирательной рекристаллизации мелкие зёрна постепенно исчезают и размер всех зёрен стремится к некоторому конечному значению, то в случае рекристаллизации электродного материала этого не происходит: доля зёрен всех размеров (по числу и по площади) при сварке свыше 2 000 точек остаётся практически постоянной. При этом мелкие рекристаллизованные зёрна располагаются по границам крупных рекристаллизованных зёрен. Указанные особенности характерны для динамической рекристаллизации.

Результаты выполненного анализа и данные других авторов [2], [3], [4], [5], [6] позволяют выделить следующие ведущие процессы, ответственные за разрушение рабочей поверхности ЭКС: 1) циклический нагрев рабочей поверхности при прохождении электрического тока (часто до 400...700°C). Это приводит к рекристаллизации, росту зерна, к разупрочнению поверхности ЭКС; 2) ударное смятие рабочей поверхности ЭКС при повышенных температурах. Давление в контакте может достигать 500 МПа. При этом происходят конкурирующие процессы деформационного упрочнения — рекристаллизации. По нашему мнению, во многом наличие устойчивого динамического равновесия между этими процессами определяет стойкость электрода. Увеличение размеров блоков в анализируемом случае свидетельствует о смещении равновесия в сторону рекристаллизационных процессов и термического разупрочнения. Присутствует диффузионный и капельный массоперенос на поверхность ЭКС свариваемого металла, в изучаемом случае — железа. В неравновесных условиях циклической пластической деформации и нагрева скорость диффузии значительно возрастает. Увеличение количества железа на рабочей поверхности приводит к повышению электросопротивления, что в свою очередь увеличивает тепловыделение в контакте, приводя к дальнейшему размягчению и деформации рабочей поверхности ЭКС.

Анализ условий работы электродов контактной сварки позволяет сформулировать эксплуатационные требования к сплаву для восстановления ЭКС [1], [2], [5], [8]:

- 1) высокая электропроводимость и теплопроводность для снижения температуры в контакте «электрод—деталь», уменьшения потребления электрической мощности и предупреждения сквозного проплавления деталей (не менее 40% от электропроводимости меди);
- 2) твёрдость не менее 120 НВ для эффективного сопротивления пластической деформации;
- 3) сравнительно высокая жаропрочность и температура рекристаллизации для замедления процесса разупрочнения рабочей части ЭКС. Температура разупрочнения — не менее 350°C;
- 4) малая склонность к массопереносу, низкие коэффициенты диффузии основных элементов свариваемых деталей для повышения стойкости рабочей поверхности ЭКС к налипанию свариваемого металла;
- 5) окалиностойкость при температурах 300...500°C;
- 6) относительно низкая стоимость для обеспечения технико-экономической эффективности восстановления [9].

Отметим, что от удачного сочетания этих качеств зависит стабильность ЭКС в работе, а также качество контактной сварки и производительность сварочного оборудования. Отдельно следует сказать о требованиях к технологическим свойствам наплавочного сплава для восстановления ЭКС [2], [3], [10].

К ним относятся: невысокое сродство к кислороду легирующих элементов, по возможности небольшие потери на выгорание при наплавке, более низкая температура плавления сплава, по сравнению с восстанавливаемой медной поверхностью, флюсующе-раскисляющая способность сплава при наплавке. Таким образом, предъявляемые требования разнообразны и противоречивы. К настоящему времени разработано большое количество специальных сплавов и композиционных материалов для изготовления ЭКС. Перечень наплавочных сплавов для восстановления ЭКС значительно скромнее. На территории СНГ наиболее известны наплавочные электроды ОЗБ-3М (1,0% Cr, 2,5% Ni, 0,7% Si, остальное Cu).

Технико-экономический анализ указывает на эффективность разработки сплавов для восстановления ЭКС системы Cu-Cr (таблица 2). Сварка и наплавка меди и её сплавов затруднена из-за её высокой теплопроводности, большой жидкотекучести, способности сильно окисляться в нагретом, особенно в расплавленном состоянии. На свариваемость меди оказывают большое влияние примеси, входящие в её состав (кислород, висмут, свинец, сера, фосфор, сурьма, мышьяк). При нагревании и расплавлении медь, окисляясь, образует закись меди  $Cu_2O$ , которая, реагируя с водородом, растворённым в металле, вызывает склонность меди к водородной болезни (поверхностные трещины) и снижает её электропроводность и механические свойства [1]. Поэтому целесообразно введение в сплав элементов, обеспечивающих интенсивное восстановление оксидов меди, в качестве которых предлагается использовать углерод и бор.

**Исследования наплавочных сплавов.** В связи с вышеизложенным была проанализирована и экспериментально изучена возможность диффузионного легирования меди хромом, углеродом и бором. Известно, что максимальная растворимость этих элементов в меди следующая: Cr — 1,28%, В — 0,05%, С — 0,0005% мас. [11]. Анализ диаграмм состояния свидетельствует о невозможности однокомпонентного эффективного диффузионного легирования меди бором и углеродом. Однако нами предполагается, что существует возможность многокомпонентного диффузионного насыщения меди хромом и бором, а также хромом и углеродом с образованием боридов и карбидов хрома.

Были проведены исследования по однокомпонентному и многокомпонентному диффузионному легированию медной проволоки (отходы кабельного производства). Дополнительное легирование хромированной проволоки бором увеличивает микротвёрдость и толщину диффузионного слоя (рисунки 1 и 2), что вызвано наличием в этой зоне высокотвёрдых фаз боридов хрома. Это подтверждено результатами рентгеноструктурного анализа. Установлено наличие в диффузионном слое следующих фаз:  $Cr_3B_4$  — 42%,  $Cr_2B$  — 34%,  $CrB_2$  — 10%,  $CrB$  — 14%.

Был проведён ряд экспериментов по изучению наплавляемости исследуемых материалов. Наплавка производилась на токе 80...100 А на медный подслои. В качестве флюса использовали буру техническую (ГОСТ 13459). Наилучшие результаты по смачиваемости подслоя и отсутствию пор в наплавленном слое продемонстрировал борохромированный наплавочный электрод. Пористость наплавленного слоя не превышала 1...3%.

Металлографический анализ позволил установить существенные отличия в структуре наплавов различного состава. Наличие хрома во всех анализируемых случаях обеспечивает гетерогенизацию

Т а б л и ц а 2 — Технико-экономическая эффективность некоторых легирующих элементов при создании наплавочных сплавов на медной основе для восстановления ЭКС

Легирующие элементы, % мас.	Твёрдость, НВ	Электропроводимость к электропроводности меди, %	Температура начала рекристаллизации, °С
1,0 Cd	110	85	300
0,12 Ag	100	98	360
1,0 Cr	130	81	400
0,8 Cr; 0,15 Zr	150	78	500
1,6 Ni; 0,4 Be; 0,15 Ti	200	55	510
1 Si; 4 Ni	160	45	450

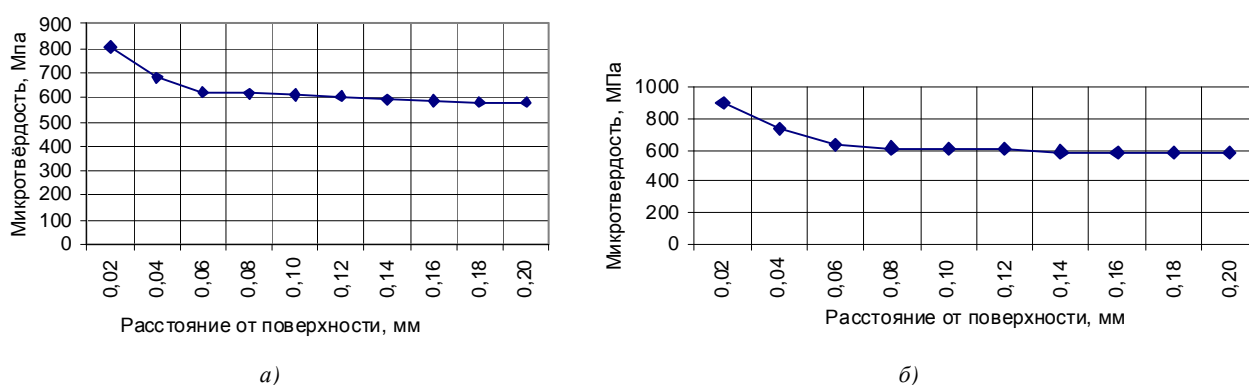


Рисунок 1 — Распределение микротвёрдости по толщине хромированного (а) и хромоборированного (б) слоёв на медном электроде диаметром 1,2 мм

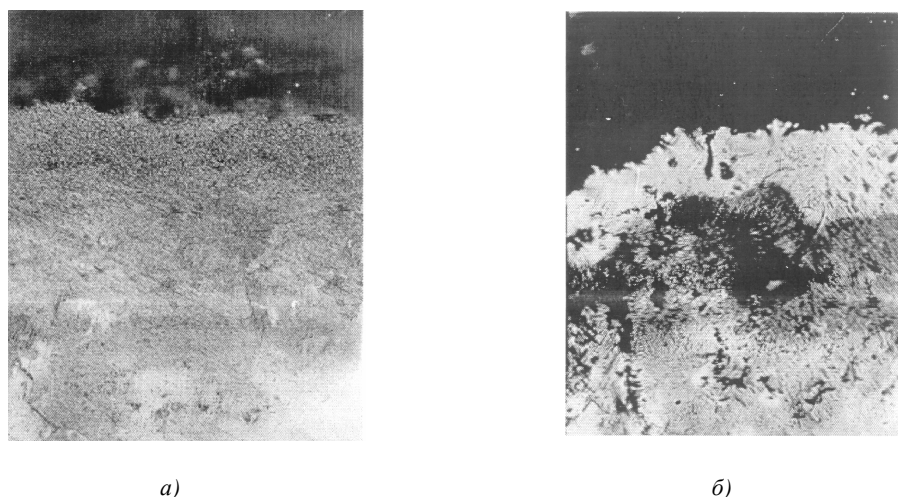


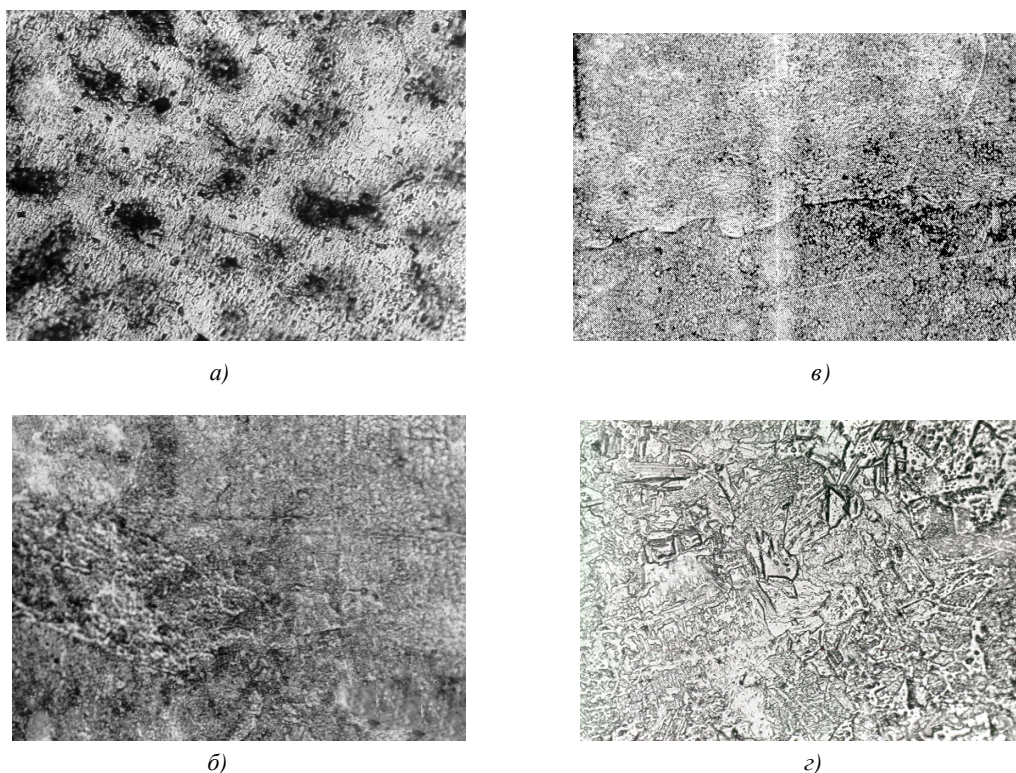
Рисунок 2 — Микроструктура диффузионного хромированного (а) и хромоборированного (б) слоёв на медном электроде диаметром 1,2. 200

структуры за счёт выпадения хромистой фазы. Однако количество упрочняющих фаз и размер зерна твёрдого раствора меди различны (рисунок 3).

Наличие в наплавочном электроде ОЗБ-3М, кроме хрома, кремния и никеля обеспечило в наплавленном слое мелкодисперсные выделения  $\alpha$ -фазы хрома и силицидов никеля в  $\alpha$ -твёрдом растворе меди. Необходимо отметить наличие участков повышенной травимости, возникновение которых, по нашему мнению, связано с неоднородностью химического состава наплавки. Микротвёрдость данной наплавки составила 1 070 МПа. Средний размер зерна наплавленного слоя — около 0,2 мм, что близко к размеру зерна сплавов, содержащих хром и углерод.

В случае легирования медной основы только хромом количество  $\alpha$ -фазы существенно меньше, и располагается она по всей плоскости зерна. Преимущественной ориентации  $\alpha$ -фазы по границам зёрен не наблюдается. Микротвёрдость наплавленного слоя — 847 МПа. Размер зерна в данной наплавке около 0,235 мм. Микроструктура наплавки, легированной хромом и углеродом, подобна предыдущей микроструктуре (см. рисунок 3, в). В данном случае наряду с  $\alpha$ -фазой возможно присутствие карбидов хрома. Наплавленный слой, содержащий хром и углерод, имеет микротвёрдость 539 МПа. Снижение микротвёрдости медной матрицы по сравнению с предыдущим случаем является косвенным подтверждением связывания хрома в карбиды. Размер зерна в данной наплавке около — 0,205 мм.

Наличие бора в хромсодержащей наплавке вносит определённые изменения в структуру. Микроструктура данного сплава гораздо более мелкодисперсная, чем микроструктуры сплавов, содержащих хром



*a* — наплавочный электрод ОЗБ-3М; *б* — сплав Cu-Cr; *в* — сплав Cu-Cr-C; *г* — сплав Cu-Cr-B

**Рисунок 3 — Микроструктуры наплавленных слоёв из медных сплавов. 200**

и углерод. Размер зерна данного сплава — около 0,02 мм. В микроструктуре рассматриваемого сплава могут присутствовать как первичные, так и вторичные фазы боридов хрома. Образование последних проблематично вследствие низкой растворимости бора в меди. Возможный путь трансформации структуры данного сплава при термической обработке связан, по нашему мнению, с изменением химического состава боридов хрома. Так как наиболее термодинамически устойчивыми являются бориды  $Cr_3B_4$ , то они будут присутствовать в данном сплаве в наибольшем количестве [11]. Микротвёрдость медной основы наплавки, содержащей бориды хрома, гораздо ниже, чем у рассмотренных ранее сплавов, и составляет в среднем 439 МПа. Это вызвано уменьшением количества хрома в твёрдом растворе за счёт образования боридов хрома. Отметим, что данное обстоятельство способствует повышению электропроводности сплава. Анализ данных по изменению твёрдости анализируемых наплавов свидетельствует о наличии дисперсионного твердения в результате термической обработки (таблица 3). Наиболее высокие значения как твёрдости, так и её прироста после термообработки характерны для борсодержащей наплавки при высокой электропроводности.

Для производственной проверки полученных результатов была изготовлена партия наплавочного сплава системы Cu-Cr-B из кабельных медных отходов. Восстановление проводили электродуговой, ванной сваркой. Восстановленные ЭКС использовали при сварке арматуры железобетонных изделий (рисунок 4). В результате стойкостных испытаний подтверждена нецелесообразность наплавки чистой меди при восстановлении изношенных ЭКС. Наплавленный слой в этом случае содержит значительное количество кислорода и пор. Несмотря на деформационное упрочнение, стойкость этих электродов неудовлетворительная — интенсивный нагрев при эксплуатации снимает деформационное упрочнение, а растворённый в наплавке кислород снижает электропроводность (таблица 4).

Для повышения наплавляемости опробовано диффузионное легирование элементами, имеющими более высокое сродство к кислороду, чем медь. Наплавки с кремнием имеют значительно меньшую пористость и содержание кислорода. Однако монолегирование кремнием приводит к катастрофическому

Т а б л и ц а 3 — Твёрдость (НВ) и электропроводность (в процентах к электропроводности меди) наплавленного слоя из специальных медных сплавов

Вид термообработки наплавленного слоя	Наплавленный сплав на медной основе							
	Cu + Cr		Cu + Cr + В		Cu + Cr + С		ОЗБ 3М	
После наплавки	132 ± 16 НВ		151 ± 18 НВ		131 ± 19 НВ		105 ± 18 НВ	
Закалка (1 000°С)	86 ± 12 НВ		107 ± 14 НВ		88 ± 10 НВ		91 ± 14 НВ	
Закалка (1 000°С), Отпуск (450°С)	130 ± 9 НВ	85%	175 ± 12 НВ	88%	139 ± 14 НВ	87%	139 ± 9 НВ	81%



Рисунок 4 — ЭКС, восстановленный разработанными сплавами

прилипанию свариваемой арматуры на ЭКС в связи с раскисляющим действием кремния и интенсивным разогревом ЭКС. Дополнительное легирование кремнистой наплавки хромом повышает твёрдость, однако кремний остаётся в твёрдом растворе, поэтому интенсивно раскисляет контактные площадки до образования ювенильных поверхностей с последующим интенсивным привариванием ЭКС к стальной арматуре. Аналогичный результат получен для наплавки, имеющих комплексное легирование с участием бора без термической обработки на дисперсионное твердение. Термическая обработка наплавки, направленная на получение эффекта дисперсионного твердения, приводит к повышению твёрдости и стойкости восстановленных ЭКС. Полученные результаты свидетельствуют о возможности замены импортных наплавочных электродов на разработанные сплавы.

Т а б л и ц а 4 — Результаты стойкостных испытаний восстановленных электродов контактной сварки

Химический состав наплавляемого сплава, % мас.	Режим обработки наплавленного слоя	Твёрдость наплавленного слоя, НВ	Период стойкости ЭКС, количество смен/ количество переточек	Примечание
100 Cu	Деформационное упрочнение	55 ± 5	3/6	Содержание кислорода 0,25...0,35%. Пористость до 20%
0,9 Si; остальное Cu		72 ± 2	2/1	Пористость до 5%. Интенсивное прилипание к свариваемой арматуре после 1-й переточки. Снят с испытаний
0,9 Si; 1,2 Cr; остальное Cu		98 ± 8	4/2	Исходная пористость до 5%. Интенсивное прилипание после 2-й переточки
0,5 Si; 1,5 Ni; 0,6 Cr; остальное Cu	Трёхкратная горячая деформация. Старение 450°С; 3,5 ч	95 ± 8	12/6	Интенсивный разогрев ЭКС в начале эксплуатации
ОЗБ-3М	Закалка в воду от 950°С. Старение 450°С	149 ± 10	20/7	Повышенный разогрев ЭКС на первых 10...15 точках сварки
1,2 Cr; 0,3 В; остальное Cu	Закалка в воду от 950°С. Старение 450°С	157 ± 12	19/6	Повышенный разогрев ЭКС на первых 10...15 точках сварки.

**Заключение.** Изучены наплавленные слои электроконтактного назначения из диффузионно-легированных сплавов на медной основе. Изучены системы Cu-Cr, Cu-Cr-C, Cu-Cr-B, полученные диффузионным легированием медных кабельных отходов. Во всех трёх случаях наплавленный слой состоит из медной матрицы и дисперсных вторичных избыточных фаз. Наличие бора в хромсодержащей наплавке обеспечивает уменьшение размера зерна до 0,02 мкм и дополнительное дисперсное твердение после термической обработки за счёт образования вторичных боридов хрома. Это обеспечивает высокие твёрдость и электропроводность наплавленного слоя. Проведённые производственные испытания подтвердили высокую долговечность электродов контактной сварки арматуры железобетонных изделий с наплавленным слоем из разработанного сплава.

#### Список цитируемых источников

1. Мальцев, Н. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / Н. В. Мальцев. — М. : Металлургия, 1970. — 364 с.
2. Николаев, А. К. Сплавы для электродов контактной сварки / А. К. Николаев, М. М. Розенберг. — М. : Металлургия, 1978. — 96 с.
3. Слиозберг, С. К. Электроды для контактной сварки / С. К. Слиозберг, П. Л. Чулошников. — Л. : Машиностроение, 1972. — 125 с.
4. Технология и оборудование контактной сварки / под ред. Б. Д. Орлова. — М. : Машиностроение, 1986. — 352 с.
5. Дубинин, Г. Н. Конструкционные, проводниковые и магнитные материалы / Г. Н. Дубинин, Ю. С. Аврамов. — М. : Машиностроение, 1973. — 296 с.
6. Гулеев, А. И. Технология и оборудование контактной сварки / А. И. Гулеев. — М. : Машиностроение, 1985. — 256 с.
7. Сварка и свариваемые материалы : справ. : в 3 т. / под ред. В.Н. Волченко. — М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1996. — Т. 2. Технология и оборудование. — 574 с.
8. Чулошников, П. Л. Контактная сварка / П. Л. Чулошников. — М. : Машиностроение, 1977. — 144 с.
9. Константинов, В. М. Теоретические и технологические аспекты создания экономно-легированных защитных слоёв из диффузионно-легированных сплавов / В. М. Константинов // Вестн. Белорус. нац. техн. ун-та. — 2007. — № 2. — С. 29—37.
10. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения : справ. / И. М. Федорченко [и др.]. — Киев : Наук. думка, 1985. — 624 с.
11. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди : справ. — М. : Наука, 1979. — 247 с.

Материал поступил в редакцию 19.05.2014 г.

The influence of copper chromium and carbon, as well as chromium and boron, complex alloying on the properties of deposited layers on the electrodes of the concrete structures welding reinforcement is under study. The increase in the hardness and electrical conductivity of the deposited layer of Cu-Cr-B by reducing the grain size and additional education of secondary chromium borides has been detected.

**Key words:** surface alloy, electrode of welding, chromium and boron doping.

УДК 621.79

**В. М. Константинов**

Учреждение образования «Белорусский национальный технический университет», Минск

## СИСТЕМАТИЗАЦИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВАХ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ

Проведён анализ и выполнена систематизация влияния легирующих элементов на технологические и эксплуатационные свойства борсодержащих наплавочных сплавов. Приведены примеры повышения технологических и эксплуатационных свойств сплавов с рациональным легированием.

**Ключевые слова:** наплавочный сплав, химический состав, износостойкое защитное покрытие.

**Введение.** Область защитных покрытий (далее — ЗП) является в настоящее время бурно развивающейся частью современного материаловедения. Характерными чертами нынешнего этапа развития ЗП являются многокомпонентность применяемых сплавов и дальнейшее повышение степени неравновесности получаемых покрытий для обеспечения экстремального уровня свойств. Многокомпонентность, высокая степень метастабильности структуры, полученная, как правило, концентрированными потоками энергии, обуславливают высокий уровень не только эксплуатационных свойств, но и стоимости ЗП. В то же время технико-экономическая оптимизация покрытий в нынешних экономических условиях является важнейшим фактором конкурентоспособности белорусской продукции. Чрезвычайно актуальным в настоящее время является создание ЗП, имеющих достигнутый в материаловедении уровень эксплуатационных свойств, но существенно более низкую стоимость.

Целью данной статьи является систематизация и обобщение физико-химических аспектов влияния легирующих элементов (далее — ЛЭ) на сплавы, а так же обоснование выбора данных элементов, обеспечивающих высокий уровень технологических и эксплуатационных свойств наплавочных сплавов.

**Классификация ЛЭ в сплавах для ЗП.** Анализ сплавов для ЗП, представленный в работах [1], [2], [3], исследованиях других авторов, свидетельствует о применении широкого спектра ЛЭ. Разнообразие применяемых в сплавах для ЗП элементов требует их классификации. Основными классификационными признаками являются характер влияния ЛЭ на свойства сплава и стоимость ЛЭ в сплаве (рисунок 1).

По характеру влияния на свойства сплава для ЗП ЛЭ дифференцированы на элементы, обеспечивающие требуемые технологические свойства при нанесении сплава, и элементы, обеспечивающие эксплуатационные свойства полученного покрытия.

Под технологическими свойствами сплава следует понимать свойства, обеспечивающие качественное формирование покрытия при принятом способе нанесения покрытия. Вышеуказанные технологические свойства отличаются от традиционно обсуждаемых вследствие специфики технологий формирования покрытий. Под эксплуатационными свойствами сплавов для ЗП понимают свойства сформированного и обработанного на детали покрытия, обеспечивающие требуемый срок эксплуатации детали с покрытием в условиях агрессивного внешнего воздействия.

Отметим, что значительная часть вводимых ЛЭ оказывает комплексное влияние как на технологические, так и на эксплуатационные свойства сплава. Однако такая дифференциация влияния ЛЭ оправдана стремлением чётко обозначить ведущую функцию элемента в сплаве и позволяет синтезировать рациональные по составу и свойствам сплавы.

Разделение ЛЭ по стоимости обусловлено необходимостью учёта технико-экономических факторов при разработке наплавочного сплава. В общем случае для ценовой дифференциации ЛЭ применима шкала, разработанная Б. Б. Гуляевым с учётом современных корректирующих коэффициентов [4].



Рисунок 1 — Классификация ЛЭ в наплавочных сплавах для ЗП

**ЛЭ, обеспечивающие технологические свойства для ЗП.** Все ЛЭ, применяемые в сплавах для ЗП, по характеру влияния на технологические свойства целесообразно разделить на 3 группы: 1) улучшающие технологические свойства наплавочного сплава; 2) ухудшающие технологические свойства наплавочного сплава; 3) не оказывающие заметного влияния на технологические свойства наплавочного сплава.

Основное внимание в данном случае должно быть уделено ЛЭ первых двух групп. Особенности способа нанесения покрытия определяют конкретизацию требований к технологическим свойствам сплавов [5]. Важнейшее значение для большинства анализируемых способов нанесения покрытия имеет температура плавления сплава и связанные с ней жидкотекучесть и усадка при кристаллизации. Наибольшее снижение температуры плавления характерно для случая образования эвтектических сплавов (таблица 1), поэтому значительный интерес представляют В, С, Р, Si, Ti. Многокомпонентное легирование в ряде случаев позволяет существенно снизить температуру плавления. Так, например, минимальная температура ликвидус системы Fe-B-C составляет 1 100...1 097°С [5].

Следующим важнейшим технологическим свойством наплавочных сплавов является способность к самофлюсованию. Процесс взаимодействия металлического подслоя с частично и полностью расплавленным наносимым сплавом может протекать активно только после удаления с их поверхности оксидных плёнок, препятствующих образованию активной связи. Это обеспечивается наличием в составе сплава компонентов, имеющих высокую величину термодинамического потенциала образования оксида, значительно большую, чем у наплавляемого металла. К числу элементов, активно восстанавливающих оксидные плёнки железа, относятся Н, В, С, Mg, Al, Si, S, Ti, P, Mn. Наиболее часто применяются для получения самофлюсующихся сплавов В, Si, реже Mn [6].

Процесс раскисления наплавленного металла во многом зависит от способа нанесения покрытия. Эффективное взаимодействие образующегося шлака с расплавом возможно в случае, когда температура плавления шлака на 200...350°С ниже температуры расплавленного металла. Увеличение этой разницы крайне нежелательно, поскольку перегретый шлак теряет свои защитные свойства — интенсивно растекается за пределы ванны, возможно его кипение. Температура перехода силиката бора в жидкое состояние составляет около 910°С [6]. Поэтому применение боросиликатного флюсования целесообразно для низкотемпературных процессов получения покрытий, в первую очередь,

Т а б л и ц а 1 — Влияние легирующих элементов на удельное снижение температуры плавления сплавов на основе железа ( $\Delta T / C$ ), где  $C$  — концентрация легирующего элемента

Легирующий элемент, процентная концентрация по массе							
В	С	Al	Si	P	S	Ti	Mn
95 / 3,8	90,9 / 4,3	8,8 / 34,5	16,5 / 20,5	48,2 / 10,13	18,0 / 30,5	17,3 / 13,2	4,8 / 7,0

использующих газовое пламя и индукционный нагрев. Наряду с температурой важное значение имеет временной фактор взаимодействия. В этом смысле применение боросиликатного флюсования для процессов, использующих концентрированные потоки энергии (плазменные, лазерные), является обоснованным, поскольку негативное воздействие перегретого расплава компенсируется чрезвычайно малым временем взаимодействия. Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о высокой наплавляемости и флюсуемости при лазерном наплаве боросодержащих наплавочных сплавов преимущественно с доэвтектическими концентрациями бора [5], [6]. Сварочные процессы вообще и процессы нанесения покрытий в частности являются сильно неравновесными процессами: тепловые существенно превосходят по скорости диффузионные. Поэтому о выравнивании концентрации компонентов при кристаллизации в пределах расплавленного объема не может быть и речи. В этих условиях правомерно рассматривать не равновесные эвтектические диаграммы, а образование квазиэвтектических структур при различных степенях переохлаждения расплава.

Для условий электродуговой наплавки применение боросиликатного флюсования технически и экономически малоприспособно, поскольку температурно-временные параметры процесса обуславливают низкую эффективность боросиликатного флюса [7]. Проведённые опыты по электродуговой наплавке борированных электродов свидетельствуют об опережающем плавлении и интенсивном выгорании бора [7], [8]. Для электродуговой наплавки оправдано применение легирующих элементов, обеспечивающих образование более тугоплавких шлаков. Это, в первую очередь, Mn, Si, Ti, Al. Эти элементы, образуя оксиды  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , MnO,  $\text{TiO}_2$ , образуют сварочные шлаки, обеспечивающие формирование качественной наплавки. Наряду с раскислителем сварочной ванны существенное значение имеет устойчивость горения дуги, обеспечиваемая ионизацией столба дуги. Одним из распространённых методов повышения устойчивости дугового разряда при сохранении его электрических характеристик является введение ионизирующих компонентов в электродное покрытие. Анализ ряда термодинамических и ионизационных свойств элементов позволил очертить круг элементов, диффузионное введение которых в наплавочные электроды способствует стабилизации горения дуги. Наряду с традиционно применяемыми элементами (K, Na, Ca) заслуживают внимания Al, Si, Ti, Cr, Mn. Проведённый ранее комплекс исследований позволил предложить новый способ получения электродного покрытия, заключающийся в формировании методами химико-тепловой обработки требуемой многокомпонентной диффузионной оболочки на наплавочном электроде [7], [8].

**ЛЭ, обеспечивающие эксплуатационные свойства сплавов для ЗП.** Библиографический массив исследований по рациональному выбору ЛЭ хронологически глубок и весьма обширен. Более 40 лет назад Л. С. Лившиц отмечал, что наиболее распространёнными ЛЭ для анализируемых сплавов являются C, Cr, Mn, Si и B [1]. В настоящее время перечень применяемых легирующих элементов значительно расширился, однако по-прежнему вышеуказанные элементы занимают ведущее положение, в первую очередь, вследствие технико-экономических соображений. Большое разнообразие химических составов наплавочных сплавов свидетельствует о том, что в синтезе и выборе этих сплавов не достигнута требуемая степень оптимальности. Ниже предложены систематизированные (авторские и литературные) данные по влиянию распространённых ЛЭ на эксплуатационные свойства наплавочных сплавов на железной основе.

Основное влияние на эксплуатационные свойства ЗП оказывают бориды и образуемые с их участием эвтектики. Бор образует с железом бориды  $\text{Fe}_3\text{B}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$  ( $H_{0,493}$  равно 12 900...16 800 МПа) и  $\text{FeB}$  ( $H_{0,493}$  равно 18 900...23 400 МПа) [9]. Образующиеся эвтектики имеют микротвёрдость от 5 300 МПа для системы Fe-B до 11 000 МПа для высоколегированных сплавов на основе быстрорежущей стали [10]. Высокая микротвёрдость боридов и малая растворимость бора в железе обеспечивают значительное повышение твёрдости сплава. По удельному повышению твёрдости сплава бор занимает лидирующие позиции. Твёрдость увеличивается пропорционально повышению содержания бора. Наибольший прирост твёрдости характерен для легирования бором чистого железа, наименьший — для высоколегированного сплава на базе быстрорежущей стали [5]. Пропорционально повышению твёрдости происходит повышение абразивной износостойкости бористых наплавочных электродов. Однако линейной зависимости между твёрдостью и абразивной износостойкостью анализируемых сплавов нет [11]. Обнаружена и теоретически

обоснована нелинейная зависимость абразивной износостойкости борсодержащих диффузионно-легированных сплавов (далее — ДЛ-сплавов) от содержания бора. С повышением степени легированности эвтектики зависимость приближается к экстремальной. Это обусловлено интенсивным охрупчиванием высоколегированных сплавов в области заэвтектических содержаний бора. Очевидно, что бор снижает ударную вязкость наплавов. Рассматриваемая зависимость близка к параболической. В диапазоне концентраций до 2...4% бора снижение незначительное. Поэтому для деталей, работающих с ударными нагрузками, рекомендуется содержание бора не более указанного. Определяющее влияние на ударную вязкость наплавов оказывают структурное состояние матрицы сплава и соотношение матричной и избыточной фаз. Увеличение количества аустенитообразующих элементов (Ni, Mn, N) повышает ударную вязкость наплавов. Наличие ферритной и аустенитной матрицы обеспечивает наиболее высокую ударную вязкость. Мартенситная, мартенситно-перлитная матрицы снижают последнюю. Боридные, борокарбидные фазы неравномерно охрупчивают сплавы. Анализ микротвёрдости и микрохрупкости боридов железа и бороцементита свидетельствует о целесообразности наличия в ударостойкой наплавке преимущественно боридов  $Fe_2B$  [5].

Износостойкость в условиях трения скольжения эвтектических борсодержащих сплавов высока. Резюмируя результаты собственных исследований и литературные данные, отметим следующее. Влияние бора на износостойкость носит явно выраженный экстремальный характер. Установлена тенденция — наплавленные слои из нелегированных ДЛ-сплавов с более мягкой матрицей являются более износостойкими. Высоколегированные бориды и борокарбиды в легированных ДЛ-порошках в силу своей хрупкости и склонности к выкрашиванию являются причиной более интенсивного износа [11].

Бор повышает теплостойкость сплавов на основе железа, сдерживая процесс разупрочнения за счёт наличия термодинамически устойчивых боридных фаз. Особенно ярко эффект проявляется при диффузионном легировании бором наплавочных сплавов на базе инструментальных сталей [6].

Большая часть наплавочных сплавов легирована углеродом. Будучи карбидообразующим элементом, он традиционно является неотъемлемой составляющей большинства износостойких сплавов. Аргументация в пользу широкого использования углерода, как правило, основана на его карбидообразующей способности и минимальной цене как легирующего элемента. Такая точка зрения в настоящее время является доминирующей и обоснованной для традиционных наплавочных сплавов. Однако при рассмотрении борсодержащих сплавов роль углерода в обеспечении требуемых эксплуатационных свойств требует определённой корректировки. Роль углерода следует анализировать совместно с бором.

По характеру взаимодействия с железом и другими переходными металлами бор и углерод весьма сходны. Значение коэффициента диффузии углерода в аустените и энергия его активации близки к этим показателям для бора. В железоуглеродистых сплавах бор образует фазу с кристаллической решёткой цементита. Атомы бора могут замещать до 80% атомов углерода с образованием тройного соединения  $Fe_3C_{0,2}B_{0,8}$ . В легированных сплавах бор может находиться в составе карбоборидов, например, типа  $Me_{2,3}(CB)$ . Бороцементит обладает более низкой микротвёрдостью и более высокой хрупкостью, чем борид железа  $Fe_2B$ . Поэтому в ряде случаев углерод приводит к охрупчиванию железо-бористых сплавов.

Влияние углерода на эксплуатационные свойства борсодержащих наплавочных сплавов двойственно. Так, наличие углерода способствует упрочнению матрицы и, следовательно, повышению общего уровня эксплуатационных свойств сплава. Увеличение содержания углерода от 0,1 до 0,5% по массе способствует повышению твёрдости наплавки на 130...160 НВ. Дальнейшее легирование углеродом также повышает твёрдость наплавки, однако это происходит преимущественно за счёт увеличения количества высокохрупкой и относительно низкотвёрдой бороцементитной фазы. Это негативно влияет на триботехнические показатели сплава. Повышение содержания углерода до определенной концентрации повышает абразивную износостойкость наплавов. Рассматриваемая зависимость близка к экстремальной. Наиболее эффективное упрочнение наблюдается в области доэвтектоидных содержаний углерода [11]. Отметим перспективность бористых чугунов как абразивостойких сплавов [12]. Их преимуществами являются крайне низкая стоимость при высоком уровне абразивной износостойкости. Следует заметить, что повышенные концентрации углерода в наплавочном сплаве могут быть нивелированы наличием необходимого количества сильных карбидообразующих элементов.

При трении скольжения в наплавках системы Fe-C-B экстремальное влияние на износостойкость оказывает не только бор, но и углерод. Это связано с охрупчиванием высокоуглеродистых наплавов.

Экстремальность влияния углерода коррелирует с результатами испытаний ударной вязкости. Оптимальное содержание углерода соответствует эвтектоидной концентрации. С учётом растворения бора в матрице содержание углерода должно быть снижено до 0,4...0,6% по массе [13].

Очень широкое применение для ЗП находит хром. Наиболее ярко влияние хрома на эксплуатационные свойства износостойких сплавов проявляется при наличии углерода. Из всех карбидообразующих металлов именно хрому посвящено значительное число исследований [15]. Высокий уровень эксплуатационных свойств сплавов Fe-Cr-C обусловлен количеством, размерами, морфологией и микротвёрдостью карбидов и металлической основы. Хром изоморфен железу, неограниченно растворим в Fe<sub>α</sub> и ограниченно (до 12%) в Fe<sub>γ</sub> [13]. При содержании хрома менее 7% образуются карбиды цементитного типа, легированные хромом. В цементите может растворяться до 20% хрома. При повышении содержания хрома свыше 8% в чугунах с 3% C количество карбидов цементитного типа уменьшается за счёт образования карбидов Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Именно эти карбиды, по мнению большинства авторов, являются предпочтительными в износостойких сплавах. Традиционный путь регулирования количества и типа карбидов в износостойких сплавах — выдерживание требуемого соотношения Cr / C в сплаве. Экономические издержки такого подхода привели к интенсивной разработке экономно-легированных износостойких сплавов. В этих сплавах требуемое количество, тип и морфология карбидных фаз формируется за счёт рационального легирования более сильными карбидообразующими элементами: V, Ti, W, Mo. В этом случае образуются преимущественно карбиды MC и M<sub>7</sub>C, способствующие повышению эксплуатационных характеристик сплавов. В сплавах с дефицитом по углероду, а также в легированных бором могут присутствовать дополнительно карбиды M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> [13]. Эти сплавы обладают высокой абразивной износостойкостью. Однако совместное воздействие бора и углерода на фоне наличия активных карбидо- и боридообразующих элементов охрупчивает указанные сплавы. Для условий трения скольжения легирование карбидообразующими элементами малоэффективно [14].

Значение марганца для износостойких сплавов обусловлено его аустенизирующей способностью и стабилизацией карбидов. Легированный марганцем карбид (FeMn)<sub>3</sub>C менее хрупок, чем цементит [15]. По стабилизирующему воздействию на аустенит марганец подобен никелю. Замена никеля марганцем значительно удешевляет сплав. Важным фактором является также эффективность диффузионного легирования марганцем сталей и чугунов, в отличие от никеля. Марганец подавляет превращение в бейнитной области, растягивает во времени превращение в перлитной области при одновременном интенсивном снижении температуры мартенситного превращения. Поэтому наплавленные слои, легированные марганцем, имеют в структуре значительное количество остаточного аустенита. Образованная при этом структура (остаточный аустенит, мартенсит, карбиды) обладает высокими эксплуатационными свойствами, особенно в условиях ударных нагрузок. Анализ литературных данных свидетельствует, что для сплавов Fe-Cr-Mn-C оптимальным является наличие 2...4% Mn.

Велик потенциал повышения эксплуатационных свойств марганцовистых наплавов за счёт термической обработки. Обнаружен значительный эффект дисперсионного твердения, сфероидизации первичных и выпадение вторичных карбидов [16]. Эффективным является легирование марганцем бористых наплавочных сплавов. В этом случае уменьшается количество хрупкого цементита за счёт образования карбида Fe<sub>04</sub>Mn<sub>3,6</sub>C на фоне боридов Fe<sub>2</sub>B [17].

**Заключение.** Выполненная систематизация легирующих элементов, базирующаяся на подходах классического физико-химического анализа и учитывающая технико-экономические факторы, позволяет создавать отечественные импортозамещающие наплавочные сплавы, характерной особенностью которых является уровень эксплуатационных свойств, сопоставимый с известными зарубежными аналогами при существенно более низкой стоимости.

## Список цитируемых источников

1. *Лившиц, Л. С.* Основы легирования наплавленного металла / Л. С. Лившиц, Н. А. Гриберг, Э. Г. Куркумели. — М. : Машиностроение, 1969. — 188 с.
2. Газотермические покрытия из порошковых материалов : справ. / Ю. С. Борисов [и др.]. — Киев : [б. и.], 1987.
3. Восстановление деталей машин : справ. / Ф. И. Пантелеенко [и др.] ; под ред. В. П. Иванова. — М. : Машиностроение, 2003. — 672 с.
4. *Гуляев, Б. Б.* Синтез сплавов. Основные принципы. Выбор компонентов / Б. Б. Гуляев. — М. : Metallurgia, 1984. — 160 с.
5. *Ворошнин, Л. Г.* Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л. Г. Ворошнин, Ф. И. Пантелеенко, В. М. Константинов. — 2-е изд., перераб. и доп. — Минск : Технопринт, 2002. — С. 175.
6. *Пантелеенко, Ф. И.* Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия из них / Ф. И. Пантелеенко. — Минск : Технопринт, 2001. — 300 с.
7. *Константинов, В. М.* Физико-химический анализ элементов в защитных покрытиях из диффузионно-легированных сплавов / В. М. Константинов // Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. — 2003. — Т. 2. — № 4. — С. 15—25.
8. *Константинов, В. М.* Исследование структурообразования при получении и наплавке диффузионно-легированной стальной проволоки / В. М. Константинов, М. В. Семенченко, В. Г. Дашкевич // Metallurgia : сб. науч. тр. — Минск : [б. и.], 2008. — С. 260—272.
9. *Спиридонова, И. М.* Структура и свойства железуглеродистых сплавов / И. М. Спиридонова // Магнитная и тепловая обработка металлов. — 1984. — № 2. — С. 52—61.
10. *Жлуктенко, Е. И.* Особенности кристаллизации боридов сплавов / Е. И. Жлуктенко // Структура жидкости и фазовые переходы : сб. науч. ст. — Днепрпетровск : [б. и.], 1973. — Вып. 2. — С. 39—45.
11. *Константинов, В. М.* Абразивная износостойкость покрытий из ДЛС-порошков / В. М. Константинов, Ф. И. Пантелеенко, В. П. Иванов // Трение и износ. — Т. 14. — № 4. — 1996. — С. 508—512.
12. *Марукович, Е. И.* Износостойкие сплавы / Е. И. Марукович, М. И. Карпенко. — М. : Машиностроение, 2005. — 428 с.
13. *Гудремон, Э.* Специальные стали : [в ? т.] / Э. Гудремон ; пер. с нем. ; под ред. А. С. Займовского, М. Л. Бернштейна. — М. : Metallurgia, 1960. — Т. 2. — 1 638 с.
14. *Пантелеенко, Ф. И.* Исследование износостойкости борсодержащих эвтектических покрытий из ДЛС-порошков / Ф. И. Пантелеенко, В. М. Константинов // Трение и износ. — Т. 15. — № 2. — 1994. — С. 244—247.
15. Чугун : справ. изд. / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. — М. : Metallurgia, 1991. — 576 с.
16. *Константинов, В. М.* Разработка диффузионно-легированного сплава для восстановления наплавкой инструмента горячештамповой оснастки / В. М. Константинов, Ф. И. Пантелеенко, В. А. Войтехович // Ремонт, восстановление, модернизация. — 2002. — № 8. — С. 29—33.

Материал поступил в редакцию 19.05.2014 г.

The paper analyses and systemizes the influence of alloying elements on the technological properties and performance of the boron-containing surface alloys. There are examples of alloys technological and operational properties increase while rationally doped.

**Key words:** surface alloy, chemical composition, wear-resistant coating.

УДК 621.715.043

**А. М. Милюкова**

Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВКИ КРУПНОГАБАРИТНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА В ПРОЦЕССЕ ЕГО ГОРЯЧЕГО ФОРМООБРАЗОВАНИЯ

Рассмотрены и проанализированы различные методы исследования деформированного состояния стальных заготовок режущего инструмента, получаемых пластическим формообразованием. Для поставленной в работе задачи исследования деформированного состояния стальной заготовки крупногабаритного режущего инструмента признано целесообразным использование метода координатных сеток. Приведены результаты исследования влияния степени деформации и температуры на качество полученных изделий, рекомендованы оптимальные режимы обработки крупногабаритного инструмента (диаметром до 80 мм).

**Ключевые слова:** осевой (концевой) инструмент, высоколегированные стали, метод горячего выдавливания, метод координатной сетки, метод твёрдости.

**Введение.** Осевой (концевой) режущий инструмент является одним из наиболее применяемых в металло- и деревообработке. Он изготавливается из дорогостоящих высоколегированных сталей или твёрдых сплавов, и поэтому актуальным является вопрос снижения расхода этих материалов путём изготовления осевого инструмента в биметаллическом исполнении или составным.

В Государственном научном учреждении «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси» (далее — ФТИ НАН Беларуси) разработаны методы получения биметаллического осевого режущего инструмента, состоящего из рабочей (режущей) части (стали Р6М5, Р9К10) и хвостовика (сталь 40Х), горячим пластическим деформированием через профильную матрицу. При этом одновременно с формированием стружечных канавок происходит образование прочного неразъёмного соединения составных частей инструмента. В некоторых случаях, например, при изготовлении крупногабаритного инструмента (свёрл, развёрток, фрез) диаметром 30 мм и более, целесообразно применять сборный инструмент, в котором рабочая часть изготавливается в виде полого цилиндра, надеваемого на стержень из конструкционной стали. В этом случае рабочую часть (в целях экономии дорогостоящей инструментальной стали или твёрдого сплава) получают методом горячего выдавливания на оправке через профильную матрицу. Для успешного осуществления этой операции необходимо исследовать деформированное состояние заготовки в процессе её пластического формообразования. В данной работе рассматриваются различные методы определения деформированного состояния заготовок из сталей Р6М5, Р9К10, а также представлены результаты исследования деформированного состояния заготовки крупногабаритного режущего инструмента.

**Исследование силовых параметров процесса горячего выдавливания крупногабаритного инструмента в зависимости от степени деформации и температуры.** Исследование силовых параметров процесса горячего выдавливания по разработанной методике осуществляли при выдавливании заготовок инструмента из сталей Р6М5 и Р9К10 длиной 40 мм круглого сечения диаметром 80 мм со степенями деформации 45, 60, 70 и 80% при температурах 900, 1 000, 1 100 и 1 200°С (по 3 заготовки на каждый режим выдавливания). Получены зависимости средних удельных усилий от степени деформации и температуры: при повышении температуры выдавливания от 900 до 1 200°С при степени деформации 60% удельные усилия выдавливания стали Р6М5 уменьшаются от 61,1 до 41,2 кПа, а для стали Р9К10 — от 75 до 46,1 кПа (таблица 1). Установлено, что характер изменения удельных усилий для исследуемых сталей примерно одинаков, но при выдавливании заготовок из стали Р9К10 средние удельные усилия выдавливания выше на 10...20%, чем при выдавливании заготовок из стали Р6М5. Это объясняется большим содержанием вольфрама в стали Р9К10.

Т а б л и ц а 1 — Удельные давления выдавливания для сталей Р6М5 и Р9К10 при различных степенях деформации и температурах

В килопаскалях

Температура выдавливания, °С	Степень деформации							
	45%		60%		70%		80%	
	Р6М5	Р9К10	Р6М5	Р9К10	Р6М5	Р9К10	Р6М5	Р9К10
900	51,8	62,3	61,1	75,0	70,4	87,0	83,7	103,3
1 000	44,6	53,3	53,3	62,8	59,8	72,0	66,4	83,1
1 100	36,9	45,5	42,2	52,2	46,6	59,3	51,4	63,5
1 200	35,8	40,1	41,2	46,0	45,1	50,3	48,9	52,7

Путь деформирования  $L$  в зависимости от угла поворота  $\alpha$  эксцентрика прессы можно представить следующим выражением:

$$L = R(1 - \cos \alpha) + l \left( 1 - \sqrt{1 - \frac{R^2}{l^2} \sin^2 \alpha} \right)$$

где  $R$  — радиус эксцентрика, мм;  
 $l$  — длина шатуна, мм.

В связи с тем, что для прессы К2132 отношение  $R/l$  мало, разность  $\left( 1 - \sqrt{1 - \frac{R^2}{l^2} \sin^2 \alpha} \right) \approx 1$  для всех углов. Это позволяет с достаточной точностью определять перемещения ползуна по формуле

$$L = R(1 - \cos \alpha) = 125(1 - \cos \alpha).$$

Наибольшая ошибка при этом составит не более 3%.

Исходя из качества полученных изделий и удельных усилий, необходимых для выдавливания, можно рекомендовать для стали Р6М5 температуры выдавливания 1 080...1 100°С при степенях деформации 75...80%, а для стали Р9К10 — 1 150...1 200°С при степенях деформации 70...80%.

**Методы определения деформированного состояния заготовок режущего инструмента, полученных пластическим формообразованием.** Для определения основных параметров и характеристик исследуемого процесса прессования применяются различные методы. Так, для получения данных о деформированном состоянии прессуемого металла применяют такой экспериментальный метод исследования характера течения металла, как метод координатной сетки, применяемый и на моделях, и в производственных условиях прессования [1].

Сущность метода координатной сетки заключается в разделении заготовки по одной из профильных плоскостей симметрии на два равных полуцилиндра, на поверхность разъёма которых наносят координатную сетку в виде продольных или поперечных канавок глубиной и шириной не менее 0,25...1,00 мм (в зависимости от размеров образцов), образующих квадраты или прямоугольники. В канавки, образующие сетки, закладывают проволоку, или набивают их огнестойкой массой. Нанесённые ячейки сетки замеряют или фотографируют. Затем части заготовки составляются вместе и подвергаются прессованию как цельное металлическое тело. После прессования заготовки разъединяются, а искажённая деформацией сетка измеряется.

Ввиду того, что поверхность разъёма полуцилиндров является плоскостью симметрии, при одинаковых физических состояниях обоих полуцилиндров одновременная симметричная деформация их не может вызвать появления касательных напряжений в этой плоскости. Степень искажения плоскости разъёма заготовки может служить качественным показателем совпадения плоскости сечения с главной

плоскостью напряжённо-деформированного состояния [2] и позволяет установить характер и количественные показатели деформации.

Применяется также метод составных образцов, который заключается в том, что образец для исследования делают составным из дисков или концентрических слоёв исследуемого металла, а также из элементов других форм. На очищенных отшлифованных сечениях образца видны изменения форм и размеров его элементов на различных участках, что даёт достаточно ясные качественные представления о процессе деформации [3].

Метод вставок заключается в закладке в поверхностный слой образца вставок из металлов, обладающих примерно одинаковой вязкостью в условиях прессования [4].

Структурный метод заключается в изучении макро- и микрошлифов отдельных участков продольных и поперечных сечений отпрессованного образца вместе с пресс-остатком. Такое исследование даёт достаточно ясные представления о расположении упругих зон и зон затруднённых деформаций, о направлениях главных деформаций на различных участках деформируемой заготовки, о характере качественных изменений относительной деформации по различным сечениям и даже о количественных показателях относительной деформации на разных участках заготовки.

Поляризационно-оптический метод, или метод фотопластичности [5], [6], позволяет определить некоторые закономерности течения металла в процессах прессования, близких по своему состоянию к плоскодеформированному.

Известен метод твёрдости, который наиболее эффективно применяется для исследования деформаций, происходящих в дорекристаллизационных температурных условиях, и позволяет приближённо судить о величине деформаций в различных точках исследуемого образца по изменению твёрдости в них. Преимуществом этого метода перед методом координатной сетки является возможность фиксирования немонотонных деформаций.

Знание различных методов позволяет выбрать наиболее приемлемый для решения поставленной задачи: изучения деформированного состояния крупногабаритного режущего инструмента в целях выбора оптимальных режимов деформирования при разработке технологических процессов его получения.

Метод твёрдости и структурный метод применять нецелесообразно, потому что деформация в реальном технологическом процессе осуществляется при температурах, превышающих порог рекристаллизации.

Наиболее целесообразно исследовать деформированное состояние прессуемых заготовок, используя метод координатной сетки. При этом необходимо учитывать сложную конфигурацию режущего инструмента, который может иметь винтовые режущие грани, выполняться не только цельным, но и пустотелым. С учётом этих особенностей была разработана следующая методика эксперимента.

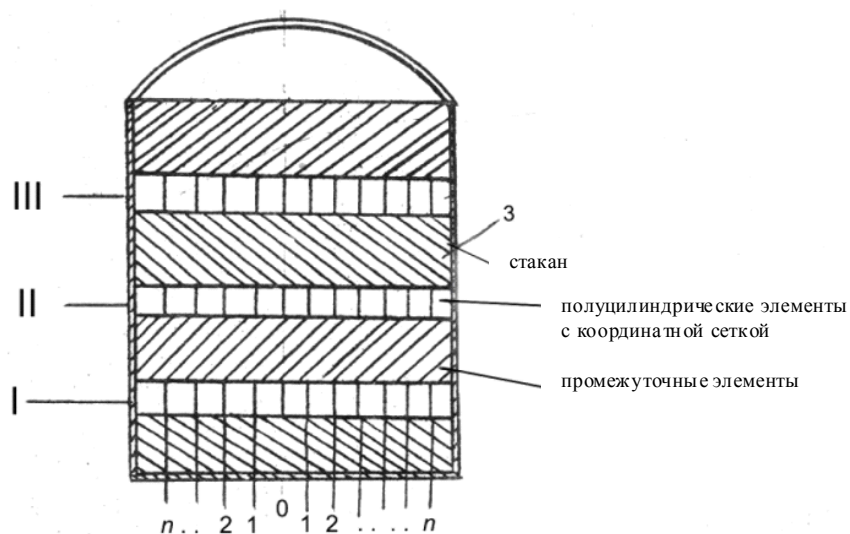
В тонкостенный стакан вставляются полуцилиндрические элементы (рисунок 1, *a*), имеющие на своей боковой стенке ячейки высотой  $H_0$  и шириной  $A_0$ . На торцевую поверхность полуцилиндра наносится сетка, образующая концентрические полуокружности с радиусами  $R_1, R_2, \dots, R_n$ , и 10 радиальных рисок, разбивающих полуокружности на 10 частей (угол  $\gamma$ , равный  $18^\circ$ ).

Эти полуцилиндры вставляются в стакан, чередуясь с промежуточными элементами, не имеющими координатной сетки. Вторая половинка образца аналогична вышеописанной. Риски, образующие координатную сетку, заполняются меловым порошком. Предложенная конструкция образца обеспечивает его разрыв после деформации. Измерение элементов координатной сетки до деформации и после неё даёт возможность оценить деформированное состояние по следующим параметрам:

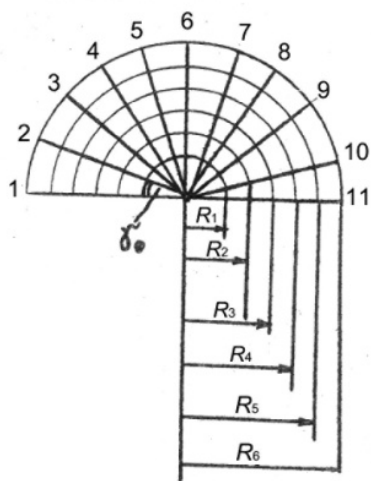
1) локальные вытяжки  $\lambda$  в различных сечениях по высоте образца (сечения I, II, III) на различном удалении от оси образца (сечения 1, 2, 3, ...,  $n$ ):

$$\lambda = \ln \frac{H_0}{H_1},$$

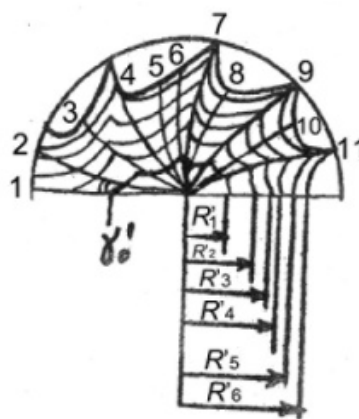
где  $H_0$  и  $H_1$  — высота ячеек до деформации и после деформации соответственно;



a)



б)



в)

a — тонкостенный стакан; б — параметры координатной сетки на торце полуцилиндрического элемента; в — вид координатной сетки после деформации

**Рисунок 1 — Эскиз составной заготовки для исследования деформированного состояния крупногабаритного режущего инструмента**

2) поперечные деформации  $\beta$  (распределённые по тем же сечениям, что и  $\lambda$ ):

$$\beta = \ln \frac{A_0}{A_1},$$

где  $A_0$  и  $A_1$  — ширина ячеек до деформации и после деформации соответственно;

3) радиальные деформации  $\delta$  в различных местах поперечного сечения и по высоте образца:

$$\delta = \ln \frac{R_n - R_{n-1}}{R'_n - R'_{n-1}},$$

где  $R$  и  $R'$  — значения радиальных размеров до деформации и после деформации соответственно;

4) угол закручивания радиальных линий (этот параметр определяется только для винтового инструмента) на различном удалении от оси заготовки (т. е. на расстояниях  $R_1, R_2, R_3, \dots, R_n$ ) и на различных по высоте сечениях I, II, III:

$$\gamma_n = f(I, II, III, \dots, N); \quad \gamma'_n = f(1, 2, 3, \dots, n).$$

**Исследование деформированного состояния крупногабаритного режущего инструмента.** Первоначально для исследования деформированного состояния заготовок крупногабаритного режущего инструмента были использованы прошитоые круглые заготовки, изготовленные из быстрорежущей стали Р6М5. Для изучения деформированного состояния при пластическом формообразовании заготовок был использован представленный выше метод координатных сеток. Размеры ячеек сетки были приняты равными  $2 \times 2$  мм. Предварительно сваренные части заготовок, на диаметральных плоскостях которых были нанесены сетки со сторонами  $a_0$  и  $b_0$ , подвергали выдавливанию на прессе при оптимальной для стали Р6М5 температуре 1 320 К (1 050°C) в диапазоне избранных степеней деформации (50...80%).

Измерения деформированной координатной сетки со сторонами  $a$  и  $b$  осуществляли с помощью оптического микроскопа с точностью 0,1 мм (рисунок 2).

Анализ экспериментальных данных пластического деформирования заготовок режущего инструмента со степенью деформации 80% показывает, что частные деформации вытяжки  $\ln \frac{b_0}{b}$  ( $b_0$  и  $b$  — стороны координатной сетки до деформации и после деформации соответственно) элементов координатных сеток распределены по длине относительно равномерно. Некоторое уменьшение частных деформаций вытяжек наблюдается в периферийных слоях заготовки, находящихся в процессе выдавливания в стадии неустановившегося течения. Небольшим деформациям вытяжки подвергаются наружные слои заготовки, что объясняется различными контактными условиями трения центральных и периферийных слоёв.

Наибольшие радиальные деформации  $\ln \frac{a_0}{a}$  ( $a_0$  и  $a$  — стороны координатной сетки до деформации и после деформации соответственно) наблюдаются в слоях, близлежащих к наружной поверхности (V...VI и VI...VII), что объясняется влиянием внешнего трения, приводящего к дополнительным

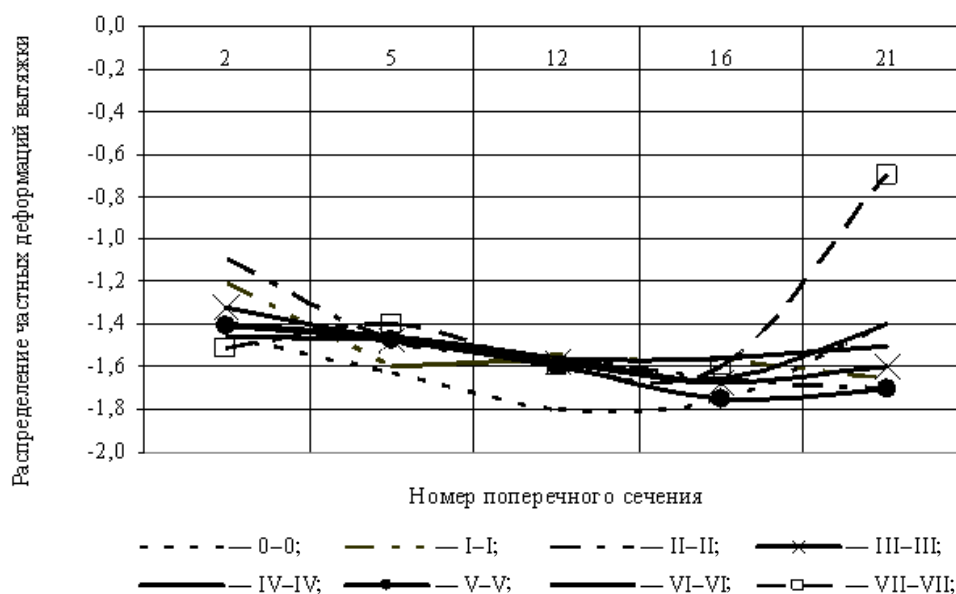


Рисунок 2 — Распределение частных деформаций вытяжки

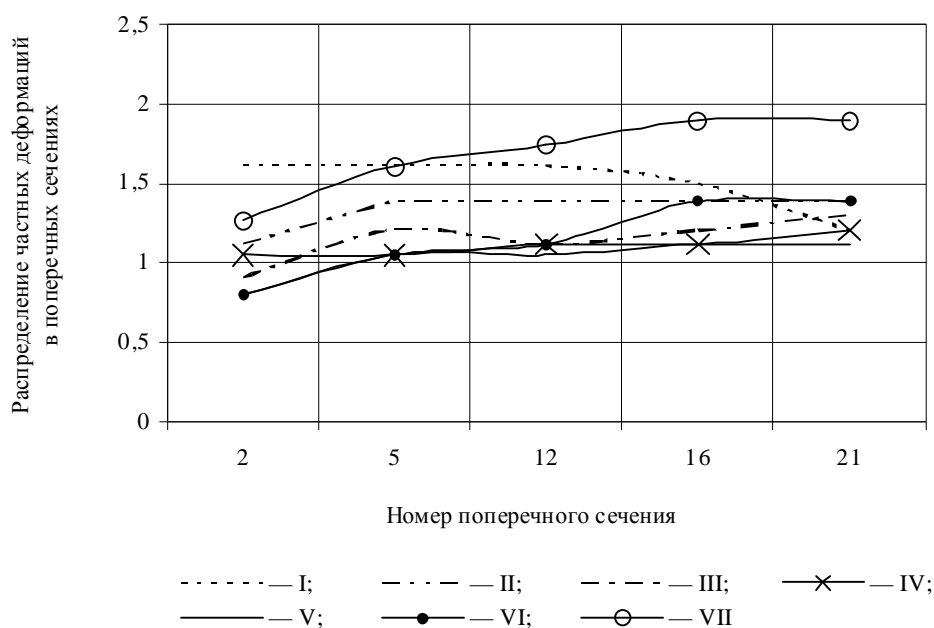


Рисунок 3 — Распределение частных радиальных деформаций в режущем инструменте

сдвиговым деформациям и деформациям вытяжки в поверхностных слоях, а следовательно, и к увеличению в них частных деформаций сжатия (рисунок 3). С удалением от переднего торца заготовки к пресс-утяжине радиальные деформации возрастают и достигают наибольших значений в зоне формирования пресс-утяжины.

**Заключение.** Исследования деформированного состояния заготовок режущего инструмента из инструментальных быстрорежущих сталей показали, что неравномерность частных деформаций незначительна как по длине, так и по сечению выдавленной заготовки. Следовательно, при выбранных степенях деформации (до 80%) процесс деформирования заготовки осуществляется в стационарном режиме, без вероятности образования микро- и макротрещин, что обеспечивает получение качественного, высокопрочного инструмента.

#### Список цитируемых источников

1. Перлин, И. Л. Теория прессования металлов / И. Л. Перлин, Л. Х. Райтберг. — М. : Металлургия, 1975. — 446 с.
2. Смирнов-Аляев, Г. А. Экспериментальные исследования в обработке металла давлением / Г. А. Смирнов-Аляев, В. П. Чикидовский. — Л. : Машиностроение, 1972. — 358 с.
3. Колмогоров, В. Л. Механика обработки металлов давлением / В. Л. Колмогоров. — М. : Металлургия, 1986. — 689 с.
4. Макушок, Е. М. Новые методы исследования процессов обработки металлов давлением / Е. М. Макушок. — Минск : Наука и техника, 1973. — 293 с.
5. Губкин, С. И. Фотопластичность / С. И. Губкин, С. И. Добровольский, Б. Б. Бойко. — Минск : Изд-во АН БССР, 1957. — 165 с.
6. Воронцов, В. К. Фотопластичность. Применение метода к исследованию процессов обработки металлов давлением / В. К. Воронцов, П. И. Полухин. — М. : Металлургия, 1969. — 400 с.

Материал поступил в редакцию 22.04.2014 г.

Various methods of research aimed at studying the deformed state of the cutting tool steel billets produced by plastic shaping are analyzed. To realize the goal in the study of the steel billet oversized cutting tools deformed state is to apply the appropriate method of grids use. The results of the research into the degree of strain and temperature influence on the quality of the products are presented, the bulky instrument (up to 80 mm) optimal treatment modes are recommended.

**Key words:** axial (end) tool, high alloy steel, high hot extrusion method, method of grid, hardness method.

УДК 621.73.043.016.3

**В. А. Томило**

Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск

## ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ В ОБЛАСТИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Представлены основные этапы развития теоретических и технологических основ обработки металлов давлением в Государственном научном учреждении «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси». Показана большая роль учёных института в становлении и развитии таких направлений, как горячая и холодная объёмная штамповка, горячее гидродинамическое выдавливание, поперечно-клиновое прокатка, импульсные методы обработки и др. По некоторым из передовых разработок институт занимает лидирующее положение в мире. Указаны перспективные направления обработки давлением, в том числе комбинированные методы, имеющие спрос в различных отраслях промышленности.

**Ключевые слова:** деформационные технологии, холодная и горячая обработка металлов давлением, гидроударная штамповка, магнитно-импульсная штамповка.

**Введение.** Основной тенденцией в промышленности экономически развитых стран, особенно в заготовительном и основном производстве изделий машиностроения, является максимальное использование методов обработки металлов давлением (далее — ОМД), позволяющих существенно снижать металлоёмкость изделий, повышать механические свойства материалов, обеспечивать высокую производительность и снижение себестоимости деталей. Пластическая деформация, обеспечивая необратимые изменения тонкого кристаллического строения, является одним из эффективных средств формоизменения структуры металлов и сплавов, а следовательно, улучшения физико-механических и эксплуатационных характеристик полученных изделий. В машиностроении существуют большие группы деталей, получение которых другими методами крайне затруднительно и даже невозможно (например, кузовные детали, элементы подвески, трансмиссии, детали рамы автомобиля, диски колёс, детали сельскохозяйственных машин и др.).

**Основная часть.** В Республике Беларусь лидирующие позиции в области ОМД занимало и занимает в настоящее время Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси» (далее — ФТИ НАН Беларуси). Систематические исследования процессов обработки металлов давлением в институте начались в 1948 году, когда его возглавил академик Академии наук БССР С. И. Губкин. Им была создана инженерная теория течения металла, положенная в основу разработки и совершенствования технологий ОМД.

Под его руководством разработаны математические методы исследования процессов формообразования при прокатке, волочении, ковке и штамповке. Он ввёл понятие о механических схемах деформации, создал научно обоснованную классификацию видов ОМД. Возглавляемый С. И. Губкиным коллектив был ориентирован на решение актуальных проблем в области теории и технологии ОМД. Это позволило заложить мощный научный фундамент, отражённый в его многочисленных трудах, а также в работах его учеников и последователей. Более 70 человек защитили кандидатские и докторские диссертации под руководством С. И. Губкина.

С 1956-го по 1970-й год научные исследования в области теории и практики пластического деформирования металлов и сплавов проводились под руководством академика Академии наук БССР В. П. Северденко. Вместе со своими учениками он провёл большой объём исследований в различных областях ОМД. Теоретически исследовано формообразование в очаге деформации, выявлены закономерности и особенности процесса пластической деформации в зависимости от условий на контактной поверхности. Изучены силовые параметры основных процессов ОМД, исследованы закономерности образования рельефа и структуры поверхностного слоя, а также кинетика формирования дислокационной

структуры металлов. Предложен ряд новых способов ОМД с применением ультразвуковых и низкочастотных колебаний, разработаны высокоэффективные способы изготовления деталей машин и режущего инструмента пластическим деформированием, созданы новые материалы и др.

Результаты многих исследований, проведённых В. П. Северденко, внедрены в промышленность, отражены в учебниках, учебных пособиях и справочниках. Некоторые работы опубликованы в зарубежных журналах, несколько монографий переведены на иностранные языки и изданы за рубежом. Лично и в соавторстве В. П. Северденко опубликовал свыше тысячи работ, среди них 29 монографий, 2 учебника и 5 учебных пособий для учреждений высшего образования.

В своей работе В. П. Северденко уделял большое внимание подготовке высококвалифицированных научных кадров. Под его руководством выполнено свыше 150 докторских и кандидатских диссертаций, была создана и получила развитие белорусская школа ОМД. К её самым ярким представителям следует отнести Е. М. Макушка, А. С. Матусевича, В. М. Сегала, разработавших методику графоаналитического построения полей линий скольжения для пластической деформации; В. В. Клубовича, А. В. Степаненко, исследовавших влияние ультразвуковых колебаний на деформационные процессы; В. Г. Кантина, В. С. Мураса, Э. Ш. Суходрева, разработавших новый высокоэффективный способ горячего гидродинамического выдавливания; М. И. Калачёва, показавшего возможность использования деформационного упрочнения для повышения прочности и эксплуатационных качеств изделий. Исследование связи механизмов взаимного скольжения слоёв металла в процессе деформирования с эффектом упрочнения привело к созданию технологии углового выдавливания (В. И. Копылов, В. Ф. Малышев, В. М. Сегал и др.). Важные теоретические и прикладные результаты при исследовании процессов холодной объёмной штамповки получены А. В. Алифановым.

Особое место среди деформационных процессов, разработанных и исследованных в ФТИ НАН Беларуси, занимает поперечно-клиновое прокатание (Г. В. Андреев, А. Н. Давидович, В. А. Клушин, Е. М. Макушок, В. И. Садко, В. Я. Щукин и др.). По оснащённости оборудованием и квалификации специалистов в этой области Республика Беларусь занимает лидирующие позиции в мире, что стало возможным благодаря более чем 30-летнему опыту работы сотрудников института над этой темой.

Фундаментальные исследования и прикладные разработки в области поперечно-клинового прокатания на протяжении ряда лет выполняются в научных центрах Беларуси, Германии, Испании, Польши, России, Чехии, Китая. Белорусская школа поперечно-клинового прокатания занимает одно из лидирующих мест в мире в этой области. Первые исследования поперечно-клинового прокатания были выполнены в ФТИ НАН Беларуси в 1969 году. В настоящее время в институте на высоком уровне разработаны теоретические и технологические основы поперечно-клинового прокатания. Разработки, выполненные в ФТИ НАН Беларуси, защищены более чем 150 авторскими свидетельствами и патентами Беларуси и промышленно развитых стран, что составляет приблизительно 30% патентов по клиновому прокатанию, зарегистрированных в мире на данный момент. Разработанные в ФТИ НАН Беларуси технологии и соответствующая технологическая оснастка поперечно-клинового прокатания (рисунок 1) обеспечивают

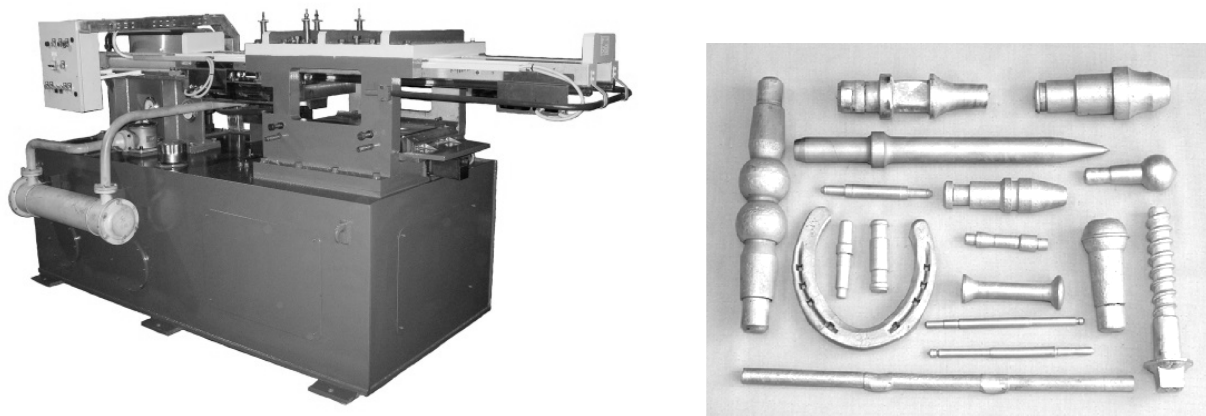


Рисунок 1 — Стан поперечно-клиновой прокатки и прокатанные поковки

следующие показатели: коэффициент использования металла — 0,80...0,98, стойкость плоскопрокатного инструмента до его полного выхода из строя — около 1 млн шт. изделий, производительность процесса в зависимости от конфигурации изделия и схемы прокатки — 300...720 шт. / ч, повышение эксплуатационных характеристик прокатанных изделий на 10...15%. Разработаны технологии горячей, тёплой и холодной прокатки, комбинированные технологии со штамповкой, в том числе безоблойной.

В 1966 году под руководством академика В. Н. Чачина были начаты работы по использованию концентрированных потоков энергии для осуществления различных технологических процессов в машиностроении, им создана белорусская школа учёных, плодотворно работающих в этой новой области технологии. Под его руководством широкое развитие в республике получили работы по использованию импульсных нагрузок, осуществляемых с помощью электрического разряда в жидкости и энергии сжатого газа.

На основании теоретического анализа основных явлений, возникающих при электрическом взрыве проводников в жидкости, В. Н. Чачиным установлен ряд механизмов нагружения обрабатываемой детали, изучена физика этих процессов. Ученики и последователи этой школы создали три тематических направления: 1) магнитно-импульсная обработка материалов; 2) электрогидроимпульсное деформирование; 3) гидроударная обработка.

Для создания специализированного оборудования на базе научных исследований и для его внедрения в ФТИ НАН Беларуси был образован конструкторский отдел, который разработал базовые модели гидроударного оборудования (рисунок 2), в дальнейшем переданные в серийное производство на завод «Кузлитмаш» (Пинск). В ФТИ НАН Беларуси были разработаны технологические основы импульсного формообразования листовых материалов применительно к созданному оборудованию. Осуществлено масштабное внедрение технологий на предприятиях Беларуси. Проданы лицензии на гидроударные прессы в Италию, Швецию, Венгрию. Выполненные работы соответствуют мировому уровню в области импульсной обработки материалов, что подтверждается более чем 100 патентами, дипломами и медалями международных выставок.

Магнитно-импульсная обработка материалов (далее — МИОМ) появилась в тематике ФТИ НАН Беларуси в 1965 году. В 1970—1990 годы были изготовлены полтора десятка магнитно-импульсных установок, поставленные на различные предприятия СССР: в Москву, Киев, Ригу, Ереван. В Австрию была импортирована установка для комбинированного электроразрядного и магнитоимпульсного спекания/прессования металлочерепичного порошка.

В 1990—2010 годах были организованы опытно-промышленные участки МИОМ, оснащённые магнитно-импульсными прессами институтской разработки на ОАО «МАЗ», ОАО «БелАЗ», Минском авиаремонтном заводе.



Рисунок 2 — Гидроударный пресс и отштампованные детали

В 2005—2010 годах разработаны базовые модели нового поколения магнитно-импульсных (рисунок 3) и электрогидроимпульсных прессов на современной элементной базе, предназначенные для серийного выпуска.

На этапе освоения осуществляется выпуск установочной серии прессов, два из которых в 2009 году переданы в промышленную эксплуатацию на ОАО «БелАЗ» и опытное производство Государственного научного учреждения «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси». Заинтересованность в приобретении магнитно-импульсного пресса проявили РУП «Белорусский протезно-ортопедический восстановительный центр», Центр светодиодных технологий Национальной академии наук Беларуси, Белорусское оптико-механическое объединение (БелОМО), ООО «Фотон» и др.

После демонстрации модели пресса на 9-м Московском международном салоне инноваций и инвестиций в августе 2009 года готовность в использовании разработок института в этой области выразили ряд предприятий России и Кореи. Заключены и выполняются несколько контрактов.

Огромный вклад в развитие теории и технологии ОМД в ФТИ НАН Беларуси внёс академик А. В. Степаненко, исследовавший процессы периодической прокатки. Наибольший экономический эффект от использования переменных периодических профилей в автомобилестроении получен при внедрении новых технологий изготовления малолистовых рессор. Под руководством академика А. В. Степаненко в ФТИ НАН Беларуси был разработан принципиально новый способ получения профилей переменного сечения, используемых в качестве упругих элементов рессорной подвески автомобилей семейства МАЗ, отличающийся тем, что окончательный профиль заготовки малолистовой рессоры получают с одного нагрева путём прокатки нагретой заготовки на перемещающейся при помощи силового механизма профильной оправке через неприводные валки с постоянным межвалковым зазором. Данная технология применяется в настоящее время на Минском рессорном заводе, где установлена и действует промышленная автоматическая линия для изготовления заготовок малолистовых рессор и направляющих опор пневмоподвески (рисунок 4).

При изготовлении сложнопрофильных ответственных деталей машиностроительного и автомобильного производств возможно свести к минимуму использование таких трудоёмких и низкопроизводительных операций, как сварка и механическая обработка, за счёт применения современных способов ОМД для различных видов переменных профилей. Максимальные возможности по снижению металлоёмкости производства и повышению качества деталей имеет периодическая прокатка. Созданные в ФТИ НАН Беларуси технологии и оборудование периодической прокатки (в общей сложности восемь прокатных станов) позволяют изготавливать значительную часть периодических профилей, применяемых на промышленных предприятиях Беларуси.

В настоящее время в промышленности республики наблюдается острая потребность в использовании новых высокоэффективных, ресурсосберегающих технологий ОМД. В институте ведутся работы в данном направлении. Поскольку «классические» технологии ОМД практически уже исчерпали себя,



Рисунок 3 — Магнитно-импульсный пресс и отштампованные детали

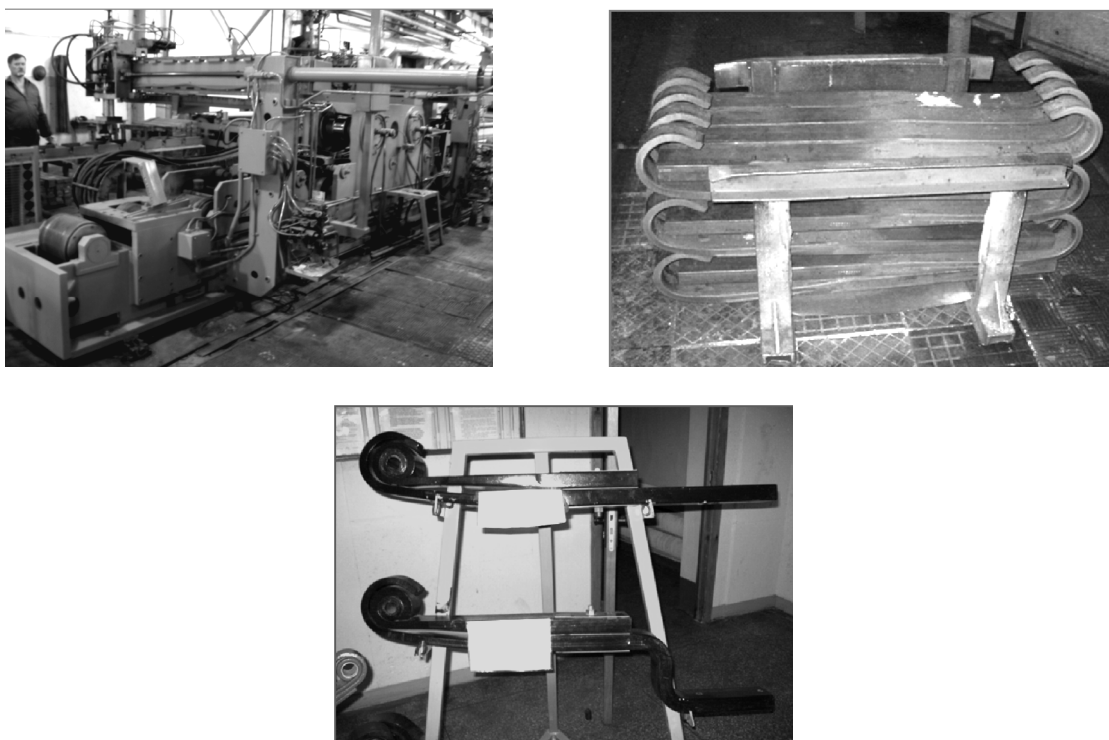


Рисунок 4 — Прокатный стан и заготовки детали опор пневмоподвески

то проблемы интенсификации и удешевления производства могут быть решены лишь за счёт разработки комбинированных операций ОМД в рамках одного технологического процесса, фасонирования исходных заготовок, оптимизации энергосиловых параметров, использования дифференциального нагрева, безоблойной и точной штамповки, комбинаций методов ОМД и методов высокоэнергетического, в том числе импульсного, воздействия, совершенствования и интенсификации методов пластического формообразования. Восстановление способности деформированных сталей и сплавов к дальнейшей пластической деформации предполагает снятие внутренних напряжений. Поэтому необходимо чёткое представление о механизме пластической деформации при режимах, реализуемых в производственных условиях на высокоэффективных промышленных агрегатах с большими скоростями деформации и очень кратковременным пребыванием металла в зоне деформации. Для этого предполагается использовать представления о закономерности разработанных в последние десятилетия теории больших пластических деформаций, физической мегамеханики, а также физики твёрдого тела, неравновесной термодинамики.

В связи с этим в институте получают дальнейшее развитие работы по совершенствованию импульсных методов обработки, созданию новых технологий получения пространственных тонкостенных деталей (оболочек) сложной формы (сферических отражателей, параболических, трубчатых заготовок, тороидальных заготовок из сложнелегированных и редкоземельных металлов и др.). Привлечение для изготовления деталей указанного типа методов импульсной и гидроударной штамповки позволит значительно (в 3...5 раз) сократить металлоёмкость штамповой оснастки и в 2 раза — время на подготовку производства. Потребители технологии и оборудования — машиностроительные и приборостроительные предприятия, предприятия электротехнической и других отраслей промышленности республики, научные учреждения за рубежом.

В рамках данного направления будет осуществляться развитие теоретических основ совместимости схем напряжённо-деформированного состояния с динамикой пластического формообразования на базе классической теории ОМД с применением компьютерного моделирования, механики сплошных сред, современных представлений о контактном взаимодействии и разрушении жёстко-пластических тел. Эти исследования являются научной основой дальнейшего развития производства изделий мето-

дом пластического формообразования, его совершенствования и интенсификации, создания новых наукоёмких технологических процессов, в том числе комбинированных, и высокопроизводительного современного оборудования для их реализации.

Разрабатываемый новый способ реверсивной поперечной прокатки отличается воздействием на зёрна металла в приконтактном слое за счёт увеличения накопленных деформаций в этой области заготовки и, как следствие, повышением усталостной прочности прокатанных поковок. Получит практическое применение эффект сварки давлением валов со слоями из однородных и разнородных металлов и сплавов при поперечной и поперечно-клиновой прокатке. Метод позволяет получать валы с поверхностными слоями заданной толщины и назначения и сердцевинной из сталей обыкновенного качества, полые валы, трубы с внутренним защитным слоем заданной толщины (нержавеющие стали) и внешней оболочкой из сталей обыкновенного качества. Области применения технологии: снижение веса автомобилей и самолетов за счёт применения полых валов; замена валов из дорогостоящей нержавеющей стали на дешёвые слоистые валы с наружным слоем из нержавеющей стали, использование труб с внутренним тонким слоем из нержавеющей стали и внешним более толстым слоем из сталей обыкновенного качества; получение поковок более прочных коленвалов и шатунов из слоистых заготовок; повышение износостойкости пар трения (например, шаровых пальцев, кулачков) за счёт применения слоистых валов с наружным износостойким слоем и др.

Будет продолжена разработка технологии, оборудования и инструмента для производства шаров методами поперечно-клиновой прокатки, штамповки, винтовой прокатки. Планируется разработка технологий тёплой штамповки с понижением температур нагрева заготовки. Научная новизна заключается в разработке условий деформирования при последовательном использовании различных схем напряжённо-деформированного состояния, позволяющих максимально реализовать ресурс пластичности металла и обеспечить получение изделия с улучшенной структурой и более высокими механическими свойствами за счёт оптимизации корреляционных характеристик схемы напряжённого состояния с реологическими свойствами деформируемого объекта. Данные технологии найдут широкое применение при изготовлении деталей типа ступенчатых валов на РУП «МТЗ», РУП «МАЗ», ОАО «Белкард» и других машиностроительных заводах республики и за её пределами.

Будут продолжены работы по совершенствованию и широкому использованию технологий, основанных на методах пластического деформирования, для производства деталей ортопедических имплантантов для нужд Министерства здравоохранения Республики Беларусь, обладающие большой социальной значимостью и актуальностью. Степень удовлетворения медицинских и технических требований к свойствам материалов-имплантатов определяет их стоимость, а следовательно, и экономическую составляющую операции для основного числа нуждающихся в эндопротезировании. Продолжатся работы по расширению применения фиксирующих пластин систем DCS и DHS при протезировании остеобольных в практике ортопедической хирургии. Дополнительный резерв уменьшения материальных затрат при формообразовании поковок деталей эндопротезов может быть реализован применением методов безоблойной штамповки в закрытых штампах за счёт рационального научно обоснованного выбора режимов механической и тепловой обработки Co-Cr-Mo-сплавов. Изучение роли влияния направленного воздействия пластического деформирования и температуры на структуру и свойства материалов-имплантатов сделает возможным переход от использования дорогостоящих Co-Cr-Mo-сплавов к нержавеющей сталям аустенитного класса и к снижению стоимости эндопротезов, созданию технологии выпуска ревизионных эндопротезов широкой номенклатуры, что позволит решить проблему более полного удовлетворения нуждающихся в оперативном лечении больных в Беларуси.

Проблема импортозамещения сложнагруженных деталей сельскохозяйственной техники будет решена за счёт разработки технологии и специальной оснастки для формообразования, её изготовления, испытания, наладки и организации производства по всему технологическому циклу на производственных площадях ФТИ НАН Беларуси.

Планируется продолжение работ по совершенствованию технологии изготовления деталей ходовой части и тормозной системы автомобилей семейства МАЗ. Реализация технологии изготовления колец и втулок из точных поковок обеспечит на ОАО «Завод тормозной аппаратуры и механизмов» («ТАиМ», Бобруйск) повышение коэффициента использования металла с 0,13 до 0,52 для колец и с 0,36 до 0,90 для втулок; повышение производительности механообработки на 40...50%; уменьшение расхода режущего инструмента на 25...30%.

**Заключение.** Благодаря большому объёму проведённых исследований, в ФТИ НАН Беларуси создана мощная теоретическая и практическая база для дальнейшего развития процессов обработки давлением.

В настоящее время осуществляется разработка технологий специализированного оборудования и технологической оснастки для изготовления плужных деталей с лемешно-отвальными поверхностями методом продольно-поперечной прокатки. Предполагаемая технология предусматривает термопластическую обработку заготовок, вырезанных плазменным методом. Формообразование режущих элементов лемехов и долот будет производиться методом продольно-поперечной прокатки валками на специализированном оборудовании, адаптированном для обработки плоских заготовок. Кроме времени придания особых механических свойств материалу лемехов и долот, рабочий цикл машины составит ~10 с. По сравнению с операцией фрезерования, применяющейся на РУП «Минский завод шестерён», производительность увеличивается в 5 раз. Износостойкость деталей, изготавливаемых методом термопластической обработки, установленных в результате предварительных испытаний на Белорусской машиноиспытательной станции и полевых испытаниях в агрохозяйствах, увеличивается в 1,5 раза. После внедрения на РУП «Минский завод шестерён» технология может быть растиражирована на Минойтовском межрайонном объединении «Агропромтехника», Пинском ПО «Кузлитмаш», Дрогичинском трактороремонтном заводе, а также на других предприятиях концернов «Белагро-сервис», «Белагромаш».

Материал поступил в редакцию 15.05.2014 г.

The article presents the main stages of the theoretical and technological fundamentals of metal pressure treatment at the State Scientific Institution "Institute of Physics and Technical Sciences of the Belarusian National Academy of Sciences ". The role of the Institute scientists in the development of such areas such as hot and cold forging, hot extrusion hydrodynamic, cross-wedge rolling, pulse processing techniques is shown. Due to some advanced developments the Institute has a leading position in the world. Much-promising directions of pressure treatment, including combined methods that enjoy high popularity in various industries are revealed.

**Key words:** deformation technology, hot and cold metal forming, hydraulic stamping, magnet and pulse stamping.

УДК 667.648.84:621.922.024

**А. П. Фридрих, О. И. Костюк**

Учреждение образования «Белорусский государственный технологический университет», Минск

## **ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДРЕВЕСИНЫ МЕТОДОМ ПЛОСКОГО ШЛИФОВАНИЯ, ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ПЕРИОД СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА И МОЩНОСТЬ РЕЗАНИЯ**

Рассматриваются особенности обработки древесины методом шлифования. Исследовано влияние пород древесины на мощность резания при переменных режимах шлифования, таких как скорость резания, скорость подачи, припуск на обработку, длина шлифуемой поверхности и т. д. Описывается характер потери режущей способности шлифовального инструмента в зависимости от переменных факторов и пород древесины.

**Ключевые слова:** шлифование, абразивная способность материала, работоспособность инструмента, калибрование древесины.

**Введение.** Шлифование — это процесс обработки заготовок абразивными инструментами в целях получения поверхности установленного качества (гладкости обрабатываемой поверхности), требуемых линейных величин по толщине детали (калибрования) [1].

Абразивная способность шлифовального материала — важнейшая его характеристика. Это свойство позволяет проводить съём неровностей в обрабатываемом материале при определённых условиях. По литературным источникам установлено, что сохранение абразивной способности материалов располагается в определённой последовательности: электрокорунд, карбид кремния, эльбор, алмаз [2]. Для обработки древесных материалов, вследствие дешевизны, в основном используют электрокорундовые абразивные инструменты.

Известно, что стойкость шлифовального инструмента, т. е. его работоспособность, в основном зависит от технологических факторов: вида используемых абразивов, метода насыпки, обрабатываемого древесного материала и других переменных факторов процесса резания. Однако разработанные рекомендации по расходу абразивного инструмента и затрат мощности на выполнение технологического процесса приемлемы для шлифования древесины при срезании припусков на обработку, не превышающих 0,1 мм, с получением микронеровностей на обработанной поверхности, не превышающих 0,008 мм.

Анализ современного ленточного шлифовального оборудования показывает, что наряду с процессом финишного выравнивания микронеровностей в обрабатываемых заготовках станки оснащены агрегатами, позволяющими производить съём припуска, превышающего 0,1 мм. Такой процесс шлифования назван калиброванием, он широко используется для предварительного выравнивания поверхностей на обрабатываемых деталях мебельного производства. Рекомендаций по расчётам расхода абразивного инструмента и затрат мощности для данного вида обработки не имеется. Учитывая данное обстоятельство, проведены исследования, позволяющие устанавливать влияние технологических режимов на стойкость шлифовального инструмента, выраженного в метрах погонных, и расхода энергоносителя на резание в киловаттах.

**Методология и методы исследования.** Методология классифицирует типичные исследовательские задачи в области резания древесины по целевому признаку (в зависимости от цели проведения исследования). В исследовании нами использованы 1) задачи идентификации — получение математического описания причинно-следственных связей между входными переменными (исходными условиями) и выходными характеристиками (оценочными показателями) резания древесины новыми способами, новыми инструментами на новом оборудовании; 2) задачи оптимизации — нахождение оптимального сочетания входных переменных для обеспечения заданных требований к процессу резания.

**Организация исследований.** Исследования проводились на экспериментальной установке, разработанной на кафедре деревообрабатывающих станков и инструментов учреждения образования «Белорусский государственный технологический университет», на базе фрезерно-шлифовального станка HOUFEK BULDOG BRICK FRC-910.

Анализ расчётного метода определения продолжительности работы абразивной ленты — до потери её работоспособности.

В настоящее время считается, что абразивная шлифовальная лента не пригодна для дальнейшей работы в случае, когда в результате затупления её удельная производительность уменьшается вдвое. Снижение производительности пропорционально пути резания  $L$ , см, пройденному 1 см<sup>2</sup> шкурки в контакте с древесиной. В этом случае работоспособность шлифовальной ленты  $R_{\text{шл}}$ , см<sup>3</sup>/см<sup>2</sup>, при длине контакта 1 см определяется по формуле

$$R_{\text{шл}} = L(A_{\text{шл}} + 0,5A_{\text{шл}}) / 2 = 0,75A_{\text{шл}}L, \quad (1)$$

где  $A_{\text{шл}}$  — удельная производительность абразивной ленты, определяемая следующим образом:

$$A_{\text{шл}} = 1,12 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{q}{\rho} \left( \sqrt{d_i} a_m a_n a_p \right), \quad (2)$$

где  $q$  — удельное давление, МПа;

$\rho$  — плотность древесины, г / см<sup>3</sup>;

$d_i$  — размер абразивного зерна основной фракции зернистости, мм;

$a_m$  — коэффициент, учитывающий абразивный материал;

$a_n$  — коэффициент, учитывающий способ нанесения зерна на основу ленты;

$a_p$  — коэффициент, учитывающий степень округления (остроту) абразивных зёрен.

При рабочей длине всего инструмента  $R_{\text{ин}}$  и длине контакта 1 см работоспособность всей ленты, установленной на шлифовальном агрегате  $R_{\text{шл}}$ , см<sup>3</sup>/см<sup>2</sup>, и шириной 1 см, определяется зависимостью

$$R_{\text{ин}} = R_{\text{шл}} l_{\text{ин}} / l_k = 0,75A_{\text{шл}}Ll_{\text{ин}} / l_k, \quad (3)$$

где  $l_{\text{ин}}$  — рабочая длина абразивной ленты, см.

Зависимость (3) справедлива при условии, что  $l_k < l_{\text{ин}}$ .

Путь резания  $L_p$ , см, для данного случая составит

$$L_p = Ll_{\text{ин}} / l_k = 6\,000v_e T, \quad (4)$$

где  $v_e$  — скорость резания;

$T$  — время работы инструмента без учёта потери на использование рабочего и машинного времени, определяемое по формуле  $T = (Ll_{\text{ин}}) / (6\,000 v_e l_k)$ .

Путь резания  $L$ , см, до полной потери режущей способности абразивной ленты можно выразить формулой

$$L = 8 \cdot 10^5 \left( \frac{0,01}{q} \right)^{1,15} \cdot \left( \frac{d_i}{0,14} \right)^{1,41} \cdot (0,1 \cdot v_e)^{0,31} a_n a_b, \quad (5)$$

где  $a_n$  — коэффициент, учитывающий породу древесины;

$a_b$  — коэффициент, учитывающий вид основы шлифовальной ленты.

Анализируя представленные зависимости с учётом современных конструкций ленточных шлифовальных станков и области их применения, а также практического использования в производстве, можно сделать следующие выводы:

1) в расчётных формулах учитывается удельное давление  $q$ , МПа, которое учитывает номер зернистости абразивной ленты, древесный материал и вид станка. Разработанные рекомендации приемлемы для станков, на которых возможно регулирование данного параметра. При калибровании древесных материалов предусмотрена жёсткая связь контактного вальца с объектом обработки. В этом случае удельное давление будет зависеть от скорости подачи обрабатываемых заготовок;

2) в формуле (2) используется показатель  $a_p$ , который учитывает степень остроты абразивных зёрен; для острой ленты он составляет 1,4, средней остроты — 1 и затупленной — 0,7. Не представляется возможным определить удельную производительность при расчётах пути контакта шлифовальной ленты с объектом обработки, так как этот показатель постоянно изменяется. Работоспособность инструмента или длительность его эксплуатации предусматривает период времени, когда абразивные зёрна (острые) достигают, в результате износа, критического округления зёрен;

3) отсутствуют рекомендации при расчётах пути резания с помощью выражения (5) по выбору коэффициента, учитывающего породу древесины. Предусматриваются только два вида древесных материалов: твёрдолиственные и хвойные породы. Известно, что в настоящее время имеет место шлифование различных пород древесины, как мягких, так и твёрдых;

4) расчётные формулы базируются на показателе только степени округления абразивных зёрен. Однако опыт эксплуатации шлифовальных лент показывает, что при обработке натуральной древесины работоспособность шлифовальной ленты зависит от объёмов сошлифованных припусков, которые при калибровании значительно выше, чем при шлифовании. Лента не выполняет свои функциональные возможности не по причине округления абразивов, а в результате заполнения межзерновых пространств мельчайшими частицами сошлифованного материала.

Учитывая представленные выводы, на данном этапе исследований необходимо установить критерии работоспособности абразивного инструмента.

**Результаты исследования и их обсуждение.** При умелом подборе зернистости и правильном подборе глубины шлифования, осуществляемой каждой лентой, можно добиться оптимального режима шлифования, при котором все ленты будут работать максимально долго. Создавая рациональный режим работы для шлифовальных лент, можно существенно продлить срок их службы, тем самым добиться не только эффективного шлифования, но и получить максимальный экономический эффект машинной обработки. Количество активных, т. е. взаимодействующих с обрабатываемой поверхностью, зёрен зависит от зернистости инструмента, степени его округления, площади контакта с обрабатываемым изделием и характеристик режима шлифования.

Обработка опытных данных позволила определить стойкость шлифовального инструмента при скорости резания  $v_e$ , равной 18 м/с, припуска на обработку  $h$ , составляющего 0,4 мм, скорости подачи  $v_s$ , равной 8 м/мин. Калибрование производилось электрокорундовым абразивным инструментом зернистостью P80.

Аналогично получены результаты исследований и для других режимов шлифования, например, при скорости резания  $v_e$  — 18 м/с, при скорости подачи  $v_s$  — 6 м/мин, припуске на обработку  $h$  — 0,4 мм (таблица 1).

Результаты исследований влияния припуска на обработку и скорости подачи при шлифовании древесины ольхи представлены в виде графиков (рисунки 1 и 2), на которых показаны зависимости припуска на обработку от длины пройденного пути (см. рисунок 1) и скорости подачи (см. рисунок 2) при шлифовании древесины ольхи.

При скорости подачи 8 м/мин отмечается влияние пути контакта при шлифовании древесины сосны (рисунок 3). Величина производительности шлифовальной шкурки (см. рисунок 1) имеет вид, приближённый к параболе, т. е. увеличение припуска значительно сокращает длину обработанных

Т а б л и ц а 1 — Износостойкость шлифовальной ленты при шлифовании древесины

Скорость подачи, м / мин	Длина обработанной поверхности древесины, пог. м			
	сосна	берёза	дуб	ольха
8	80	2 150	1 500	2 500
6	250	4 300	3 140	5 200

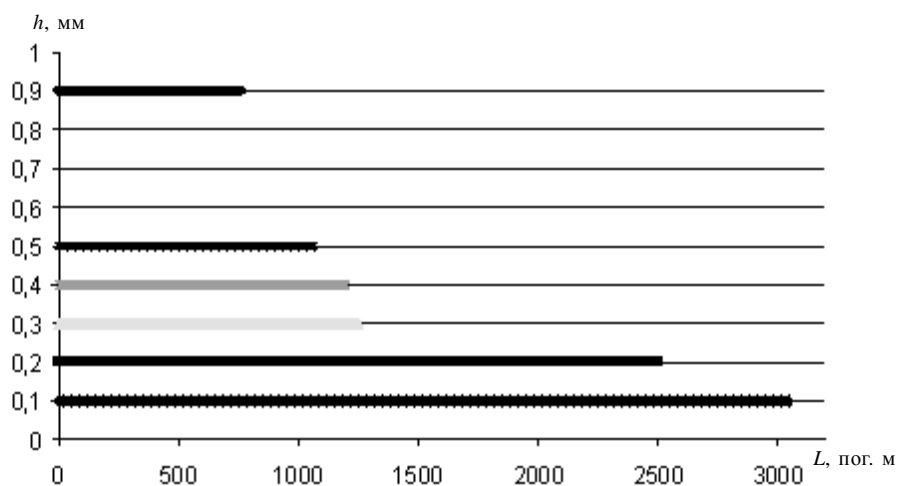


Рисунок 1 — Зависимость припуска на обработку от длины пройденного пути при шлифовании древесины ольхи

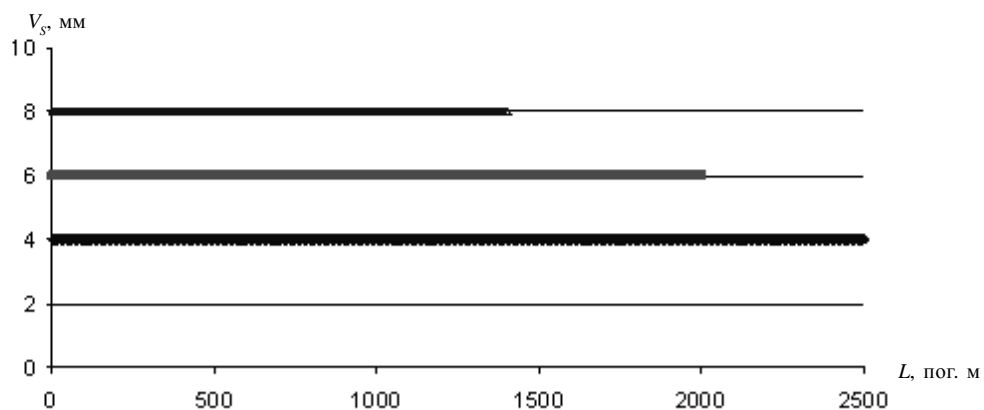


Рисунок 2 — Зависимость длины обработанной поверхности от мощности резания

заготовок. В то же время скорость подачи влияет на выходной показатель практически прямо пропорционально (см. рисунок 2).

Параллельно производилась регистрация затрат мощности на выполнение технологии калибрования в зависимости от зернистости абразивного инструмента (см. рисунок 3). Мощность резания фиксировалась при шлифовании древесины сосны. Ширина шлифования составляла 150 мм.

Основными параметрами режима (для шкурки выбранной зернистости) являются удельное давление на шлифуемую поверхность, направление шлифования относительно волокон древесины, скоростей резания и подачи, длины контакта шкурки с древесиной [3].

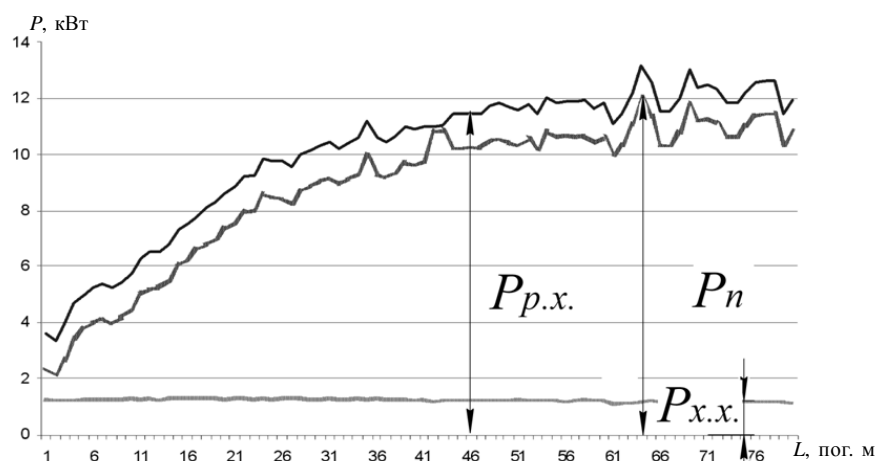


Рисунок 3 — Шлифование древесины сосны при скорости резания 18 м / с, скорости подачи 8 м / мин, припуске на обработку 0,4 мм, зернистости P80

Когда стружка переполняет межзерновое пространство, она оттесняет шлифовальную шкурку от поверхности древесины, поэтому производительность её быстро снижается. Удельная производительность шлифовальной шкурки также уменьшается по мере округления абразивных зёрен. Установлено интенсивное падение производительности инструмента за первый период её работы (5—10 мин). За это время наиболее выступающие и непрочно закреплённые абразивные зёрна обламываются и выкрашиваются из связки [4]. Учитывая вышеизложенное, разработана схема резания абразивным зерном (рисунок 4).

При работе шлифовальной ленты можно наблюдать, как происходит заполнение межзернового пространства продуктами резания (абразива и сошлифованного материала) (рисунки 5 и 6). При шлифовании с припуском 0,4 мм на шлифовальной ленте видны (при увеличении) волокна древесины ольхи (стружка-волокно) (рисунок 7). Имеет место зависимость мощности от длины пути при шлифовании различных пород древесины (рисунок 8).

При увеличении скорости подачи размеры фракций возрастают и, как следствие, теряют свойства налипания. В данном случае абразивные зёрна имеют тенденцию к истиранию вершин, в результате чего глубина вдавливания уменьшается, что приводит к падению мощности. Аналогичные зависимости имеют место и при шлифовании других древесных материалов, притом при калибровании древесины ольхи затраты на мощность на 150 мм ширины шлифования составили 3,1 кВт, а сосны — в 3 раза больше.

**Заклучение.** На основании проведённого исследования нами выявлено следующее:

1) при шлифовании древесины сосны при оптимальном режиме (скорость резания 18 м / с, скорость подачи 8 м / мин, припуск на обработку 0,4 мм) полезная мощность изменяется в диапазоне от 3,8 до 12,1 кВт, что составляет около 318%; при шлифовании древесины дуба при оптимальном режиме полезная мощность изменяется в диапазоне от 4,5 до 6,5 кВт, что составляет 144%; при

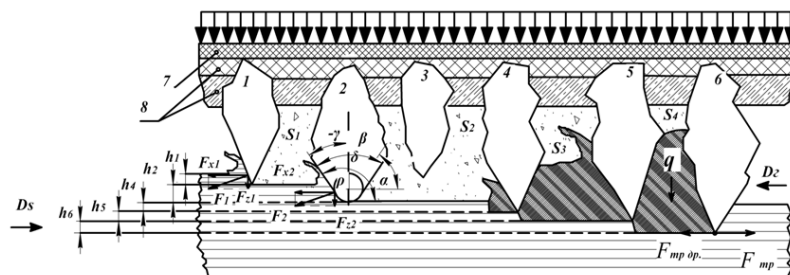
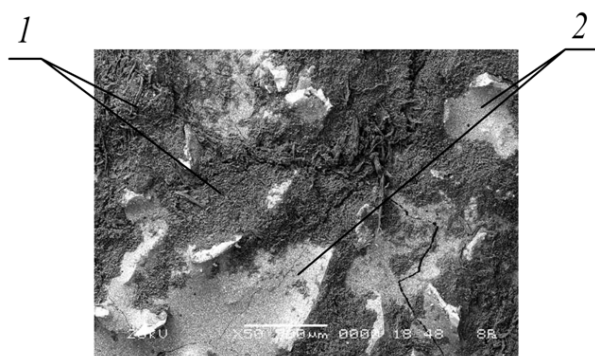


Рисунок 4 — Схема резания абразивным зерном при шлифовании древесины



1 — заполненное межзерновое пространство; 2 — свободное пространство

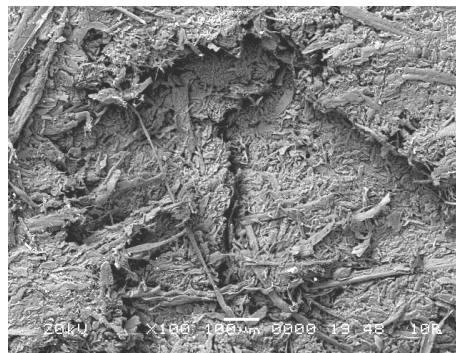
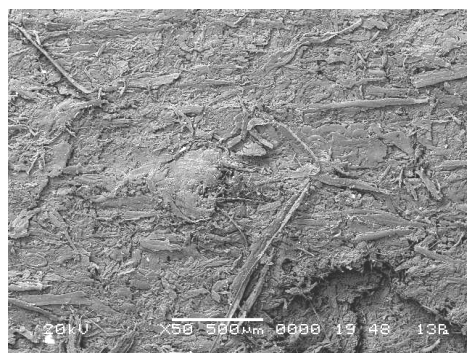
**Рисунок 5 — Шлифовальная лента с заполненным межзерновым объёмом**

Это вызвано видом срезаемой стружки и способности сошлифованного материала заполнять пространство между абразивными зёрнами. При финишном шлифовании стружка имеет вид мелких частиц практически одного размера фракций. При калибровании срезанный материал, наряду с мельчайшими частицами, имеет форму микроволокон древесины.

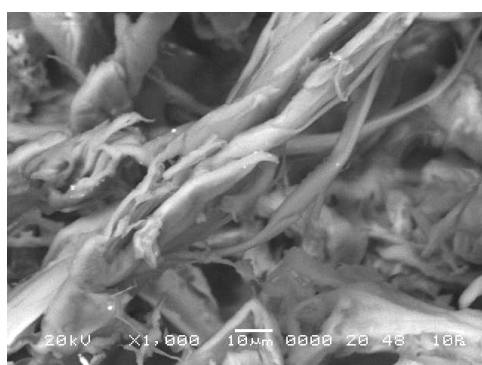
шлифовании древесины ольхи при оптимальном режиме полезная мощность изменяется в диапазоне от 3,1 до 5,8 кВт, что составляет 187%; при шлифовании древесины берёзы при оптимальном режиме полезная мощность изменяется в диапазоне от 3,1 до 5,6 кВт, что составляет 180%;

2) результаты исследований позволили установить критерий потери режущей способности, который характеризуется не как степень износа абразивных зёрен, а как заполнение пространства между режущими элементами (в процентном соотношении);

3) калибрование натуральной древесины значительно отличается от финишного шлифования.



**Рисунок 6 — Шлифовальная лента P80, потерявшая режущую способность**



**Рисунок 7 — Волокна древесины ольхи (стружка-волокно)**

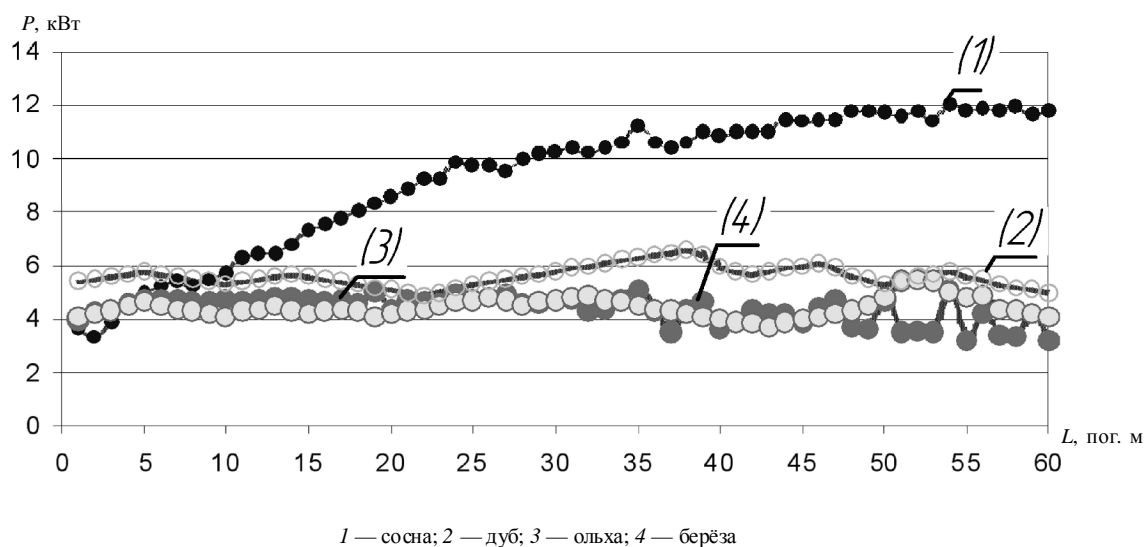


Рисунок 8 — Зависимость мощности от длины пути при шлифовании пород древесины

#### Список цитируемых источников

1. Гришкевич, А. А. Механическая обработка древесины и древесных материалов, управление процессами резания : учеб.-метод. пособие для студентов специальности 1-36 05 01 специализации 1-36 05 01 03 / А. А. Гришкевич. — Минск : БГТУ, 2012.
2. Зотов, Г. А. Подготовка и эксплуатация дереворежущего инструмента / Г. А. Зотов, Ф. А. Швырев. — М. : Лесная пром-сть, 1986. — 301 с.
3. Любченко, В. И. Резание древесины и древесных материалов / В. И. Любченко. — М. : Лесная пром-сть, 1986.
4. Бершадский, А. Л. Резание древесины / А. Л. Бершадский, Н. И. Цветова. — Минск : Высш. шк., 1975.

Материал поступил в редакцию 13.05.2014 г.

The article dwells upon the peculiarities of wood processing by grinding. We consider the study of the effect on the wood cutting power at variable grinding modes, such as cutting speed, feed rate, allowance for processing, the length of the ground surface, etc. The paper describes the nature of the grinding tool cutting ability loss depending on the variables and timber.

**Key words:** grinding, abrasive ability of the material, tool efficiency, timber calibration.

## ПРОЦЕССЫ И МАШИНЫ АГРОИНЖЕНЕРНЫХ СИСТЕМ

---

УДК 721.785

Г. Ф. Бетенья<sup>1</sup>, Г. И. Анискович<sup>1</sup>, В. С. Голубев<sup>2</sup>, А. Н. Давидович<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Учреждение образования «Белорусский государственный аграрный технический университет», Минск

<sup>2</sup> Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск

### ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОНКУРЕНТОСПОСОБНЫХ ДЕТАЛЕЙ РАБОЧИХ ОРГАНОВ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННЫХ МАШИН

Приведены результаты исследований по разработке и применению отечественных упрочняющих технологий при изготовлении деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин (далее — ДРОСМ), по техническому уровню не уступающих лучшим мировым аналогам. К числу технологических решений относятся: технология импульсного закалочного охлаждения жидкостью с печного нагрева; технология формообразования лезвийной части термопластической обработкой на станах продольной и поперечной прокатки; плазменные и лазерные упрочняющие технологии. Эти технологии являются высокопроизводительными, экологически чистыми и отвечают требованиям по энерго- и ресурсосбережению.

**Ключевые слова:** абразивное изнашивание, формообразование лезвий, пластическая деформация, плазменная обработка, поперечно-клиновое прокатка.

**Введение.** Условия работы деталей рабочих органов машин (далее — ДРОСМ) являются определяющими при выборе материала и технологии их изготовления. Абразивная среда, в которой эксплуатируются сменные ДРОСМ, создаёт экстремальные условия для их работы. Для обеспечения длительной эксплуатации сменных ДРОСМ, работающих в тяжёлых условиях абразивного изнашивания, необходимо при их производстве применять качественные конструкционные стали и соответствующие технологии их упрочнения [1].

Прогнозный анализ показывает, что в обозримом будущем для изготовления ДРОСМ стальной прокат останется преимущественным материалом. Потенциал стали как материала для сельскохозяйственного машиностроения совершенно не исчерпан. Практическую ценность, применительно к изготовлению ДРОСМ, представляет использование сталей пониженной и регламентированной прокаливаемости (55ПП, 60ПП, 55РП и др.). В настоящее время созданы и проверены в производственных условиях технологии упрочнения различных по конструкции ДРОСМ с применением отечественных материалов.

Для изготовления ДРОСМ применяются разработанные отечественные технологии, позволяющие производить конкурентоспособные изделия. К числу технологических решений относятся: технология импульсного закалочного охлаждения жидкостью с печного или индукционного нагрева; технология формообразования лезвийной части термопластической обработкой на станах продольной и поперечной прокатки; технология отпуска при индукционном нагреве; плазменные (закалка, модифицирование) и лазерные (закалка, модифицирование) технологии; технология диффузионного намораживания износостойкими сплавами. Перечисленные технологии являются высокопроизводительными, экологически чистыми и отвечают требованиям по энерго- и ресурсосбережению. Они являются базовыми при изготовлении ДРОСМ.

**Методология и методы исследования.** Процесс формообразования лезвийной части ДРОСМ продольно-поперечной прокаткой осуществляют на стане, созданном в Государственном научном учреждении «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси» (далее — ФТИ НАН Беларуси) со специальной технологической оснасткой, представляющей собой валки, установленные на ползуне стана, и систему упоров на его нижней плите.

Установление предельных условий деформации при прокатке плоской заготовки между плоской плитой и подвижным коническим валком, совершающим поступательное движение, должно вестись с учётом того, что на заготовку действуют силы во взаимно-перпендикулярных плоскостях (рисунок 1). В связи с этим процесс можно представить как комбинированную пластическую деформацию в двух направлениях: прокатка лезвия вдоль оси заготовки с образованием локального очага деформации и пластический сдвиг в плоскости поперечного сечения вследствие движения этого очага деформации по длине лезвия. Интенсивность каждой из компонент деформации зависит от соотношения скорости движения конического вала и угла его заострения.

Толщина обжимаемого валком слоя металла  $\Delta$  ограничивается условием поперечного захвата заготовки валком. При очень больших величинах  $\Delta$  возможно буксование вала о заготовку.

Стабильность процесса прокатки зависит прежде всего от условий трения на контакте заготовки с инструментом, обусловленных действием горизонтальной составляющей сил трения  $F_{тр}$  и вертикальной составляющей внешней силы  $P$ .

Технологическая схема упрочнения деталей с применением технологии импульсного закалочного охлаждения жидкостью (далее — ТИЗОЖ) разрабатывалась для условий печного нагрева заготовок. По аналогии с традиционными методами термической обработки [2], [3] ТИЗОЖ включает три основных этапа: нагрев; изотермическую выдержку; охлаждение заготовок в заданных параметрах этих режимов. Стадия нагрева стальных заготовок до температуры аустенитной области при использовании печей сопротивления протекает со скоростью  $1,5...2,5^\circ\text{C} / \text{с}$ . В этой связи в технологической схеме упрочнения стадии охлаждения стальных заготовок с использованием ТИЗОЖ (рисунок 2) предшествуют: стадия нагрева до температуры аустенитезации и стадия выдержки при температуре аустенитезации.

Охлаждение заготовок в заданных параметрах технологических режимов обеспечивается функционированием взаимосвязанных технических средств, с помощью которых реализуются: импульсная подача охлаждающей жидкости к закалочному устройству; управление продолжительностью технологического цикла охлаждения; управление в автоматическом режиме работой бустерных насосов.

Конструкция системы закалочного охлаждения [4] обеспечивает реализацию и воспроизводимость оптимальных технологических параметров термического цикла, позволяющих получить высокие показатели качества изделия. На первое место среди этих параметров ставится структурное состояние металла изделия, приобретаемое в процессе термической обработки [5], [6]. Для фиксации изделий в процессе закалки потоком охлаждающей жидкости в составе системы охлаждения предусмотрено закалочное устройство (далее — ЗУ), которое разрабатывается для каждого типоразмера деталей индивидуально. Представлена принципиальная схема ЗУ для закалки дисков (рисунок 3).

Лазерная обработка проводилась на  $\text{CO}_2$ -лазере непрерывного действия «Комета-2» мощностью 1 кВт. Параметры обработки: мощность лазерного излучения составила  $\sim 750$  Вт, линейная скорость перемещения пятна —  $30...50$  мм / с, шаг перемещения лазерных дорожек —  $1,0...1,5$  мм.

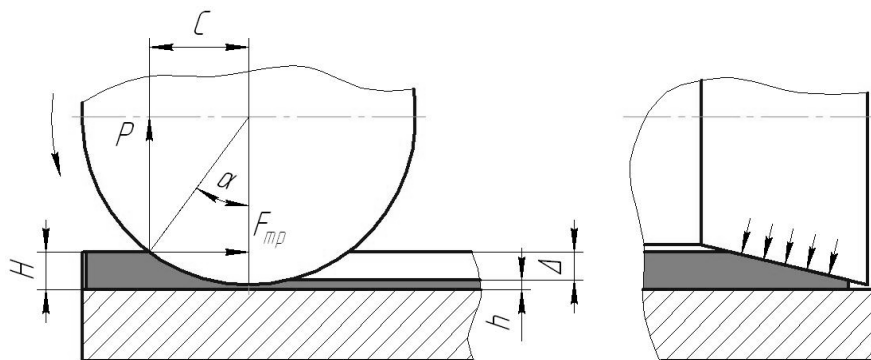
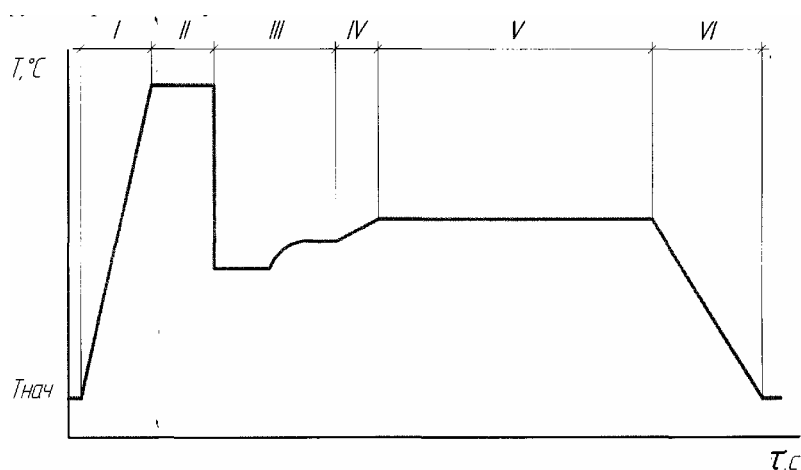
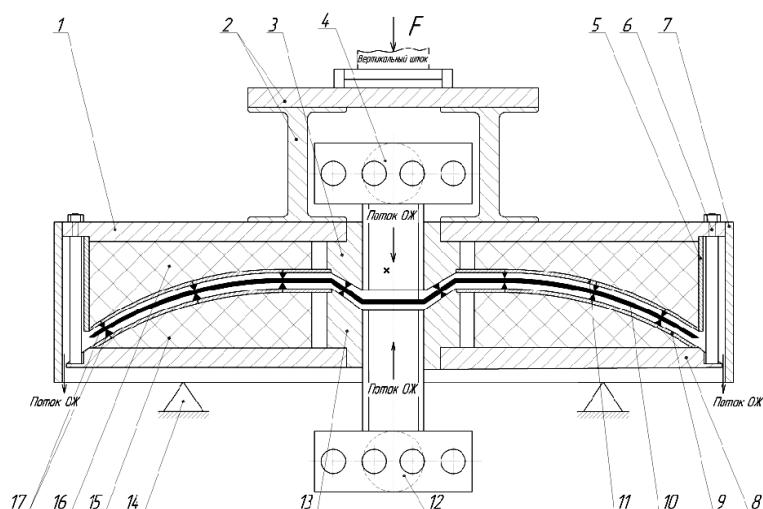


Рисунок 1 — Схема действия сил, возникающих на площадке контакта конического вала с заготовкой



I — стадия нагрева до температуры аустенитизации; II — стадия выдержки при температуре аустенитизации; III — стадия охлаждения до температуры самоотпуска; IV — стадия нагрева до температуры низкого отпуска; V — стадия выдержки при температуре низкого отпуска; VI — стадия охлаждения на воздухе

**Рисунок 2 — Технологическая схема упрочнения стальных заготовок с применением ТИЗОЖ**



1 — плита верхняя; 2 — фланец; 3 — вставка верхняя; 4 — коллектор верхний; 5 — кожух внутренний; 6 — упор; 7 — кожух наружный; 8 — плита нижняя; 9 — матрица; 10 — заготовка диска; 11 — пуансон; 12 — коллектор нижний; 13 — вставка нижняя; 14 — опора; 15 — плита монтажная нижняя; 16 — плита монтажная верхняя; 17 — фиксатор

**Рисунок 3 — Принципиальная схема закалочного устройства дисков, имеющих седлообразную вогнутую форму крепёжной части**

Технологическими параметрами плазменной обработки являются линейная скорость перемещения дуги, расстояние между упрочняемыми дорожками, расход плазмообразующего и защитного газа. В качестве плазмообразующего газа применяли аргон, защитного — 100%-й аргон.

Модифицирование поверхности упрочняемой детали осуществлялось путём нанесения шликерным методом состава износостойкого порошка, содержащего карбиды хрома, вольфрама, бориды и другие соединения, с последующей обработкой высококонцентрированными потоками энергии.

**Организация исследования.** Экспериментальные работы по разработке и исследованию перспективных технологий упрочнения ДРОСМ выполнялись на базе технологического научно-произ-

водственного центра учреждения образования «Белорусский государственный аграрный технический университет» (далее — БГАТУ) с использованием технологического модуля и закалочных устройств, соответствующих конструкциям упрочняемых деталей, а также в лабораториях ФТИ НАН Беларуси: лазерной обработки материалов — CO<sub>2</sub>-лазером непрерывного действия и плазменной дугой; термопластической обработки — на стане со специальной технологической оснасткой. Для разработки оптимальных параметров упрочнения, рационального использования оборудования и качества обработки исследовалось влияние технологических параметров на структуру и механические свойства упрочнённых деталей.

**Результаты исследования и их обсуждение.** Преимущественное использование листового металлопроката при изготовлении сменных ДРОСМ с учётом их конструктивных особенностей предполагает получение заготовок путём раскроя металлического листа в целях их дальнейшей обработки и получения конечного продукта. С учётом достоинств и недостатков различных способов раскроя наибольший интерес представляют лазерный и плазменный способы, которые позволяют изготавливать изделия любой сложности, в любом количестве и при минимальном количестве отходов.

Конструктивной особенностью рабочих органов почвообрабатывающей и кормоуборочной сельскохозяйственной техники является наличие заострённых лезвийных частей. Формообразование заготовок с рабочей частью переменного сечения является одной из сложных технических задач. Традиционной технологией изготовления лезвий на заготовках является операция фрезерования в специальных приспособлениях, обеспечивающих получение нужного угла заострения лезвия и его толщину.

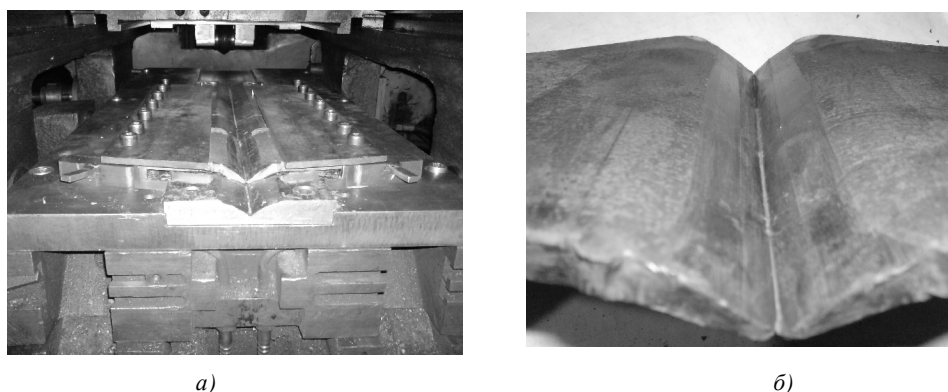
Способ поперечно-клиновой прокатки лезвийных частей деталей, который является наиболее экономичным в отношении производительности и коэффициента использования металла, разработан и запатентован ФТИ НАН Беларуси.

На базе этого способа создан комплексный технологический процесс, включающий в себя плазменную вырезку листовой заготовки, индукционный нагрев, продольно-поперечную прокатку лезвия изделия и, при необходимости, объёмное пластическое формообразование его окончательной формы и размеров. После завершения операций формообразования производят закалку до температуры окончания деформации. В этом случае технологический процесс обеспечивает оптимальное соотношение прочностных и вязких характеристик изделия, необходимых в условиях ударно-абразивной эксплуатации. Такой комплекс свойств определяется образованием субмелкодисперсной мартенситной структуры в процессе ускоренного охлаждения деформированного аустенита, полученного на стадии горячего пластического формообразования изделия. То есть упрочнение материала достигается осуществлением механизмов термического и деформационного упрочнения, а в конечном итоге — процессом ячеистой фрагментации металла при термопластической обработке.

В лаборатории термопластической обработки ФТИ НАН Беларуси разработаны технологии изготовления заготовок ножей измельчающего аппарата кормоуборочного комбайна (рисунок 4), долот и лемехов плугов, лап культиваторов, ножей свеклоуборочного комбайна, зубьев роторной бороны, ножей роторной косилки. Полученная после прокатки заготовка подвергается объёмному термическому или высокочастотному объёмному термическому модифицированию и другим методам упрочнения.

Применение метода поперечно-клиновой прокатки позволяет увеличить коэффициент использования металла до 0,98, производительность труда — в 8...10 раз по сравнению с обработкой резанием, максимально приблизить поковку к требуемым точности размеров и чистоте поверхности детали. За один проход инструмента диаметральные размеры могут быть уменьшены в 4...8 раз. При этом обеспечивается изготовление деталей или полуфабрикатов диаметром от 2 до 120 мм длиной от 40 до 1 000 мм, достигаемая точность —  $\pm 0,1$  мм, максимально достигаемая чистота поверхности — 0,6 Ra.

Наиболее распространённым и эффективным технологическим методом повышения конструкционной прочности и износостойкости сменных деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин при их изготовлении является термическая обработка (закалка + отпуск) [7]. При этом, в отличие от термомеханической обработки, не требуется применения дорогостоящего специального технологического оборудования.



а) — формообразование лезвийной части ножа в клети прокатного стана; б) — заготовки ножей измельчителя после прокатки

**Рисунок 4 — Накатка лезвий ножа измельчителя методом термопластической обработки**

В последние годы при производстве ДРОСМ получила применение ТИЗОЖ. Она используется для объёмно-поверхностной закалки сменных деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин, преимущественно изготавливаемых из сталей пониженной прокаливаемости. Опытные образцы с применением технологии упрочнения деталей рабочих органов сельскохозяйственной техники разрабатываются на базе технологического научно-производственного центра БГАТУ с последующей передачей документации предприятиям-изготовителям этой наукоёмкой продукции. По результатам выполнения заданий Государственных научно-технических программ 2.1 «Белсельхозмеханизация» и 1.74 «Ресурсосбережение, новые материалы и технологии» (головной исполнитель — БГАТУ) освоена ТИЗОЖ в производственных условиях для упрочнения дисков лушильников и дискаторов (ОАО «Брестский электромеханический завод», ОАО «Витебский мотороремонтный завод»), лемехов (ОАО «Кузнечный завод тяжёлых штамповок», г. Жодино), долот (РУП «Минский завод шестерён»), сложнопрофильных деталей (ОАО «Минский Агросервис»).

По разрабатываемой специалистами БГАТУ технологии, включающей закалку с импульсным охлаждением жидкостью, осуществлялось упрочнение экспериментальных образцов деталей. В связи с необходимостью уточнения структурного строения проводились измерения микротвёрдости в поперечном сечении макрошлифов.

Было выявлено убывание (диссипация) значений микротвёрдости в направлении к сердцевине образца (рисунок 5). Анализ численных значений микротвёрдости свидетельствует о наличии в поверхностных слоях структуры мартенсита, далее — троостомартенсита, а в сердцевине — трооститной структуры.

Изучение микроструктурного строения показало, что в поверхностном слое образца (рисунок 6, а, б) образовалась микроструктура весьма мелкоиглочатого мартенсита. По оценке металлографическим методом [8] наибольшая длина игл составляет до 1 мкм, что свидетельствует о их мелкозернистости (дисперсности и баллу между 1 и 2). При увеличении  $\times 50\ 000$  и  $\times 80\ 000$  соответственно выявлена фрагментация (дробление) мартенситных пластин. Их размер в поперечном сечении составляет 50...100 нм, а размер фасеток отдельных пластин мартенсита находится в пределах 20...80 нм. Такое наноструктурное строение мартенсита в поверхностных слоях плоского образца, присущее данному методу и режимам термической обработки по ТИЗОЖ, предопределяет комплекс высоких механических свойств (твёрдость —  $\sim 60$  HRC; прочность не менее 2 000 МПа; ударная вязкость — свыше 1 МДж / м<sup>2</sup>; коэффициент относительной абразивной износостойкости — не менее 3,0...3,5).

Микроструктура переходного слоя — троостита — в сердцевине плоского образца также свидетельствует о его дисперсности. В поперечном сечении размеры фрагментов троостита составляют 20...60 нм, а длина трооститных пластин находится в пределах 120...500 нм.

Таким образом, ТИЗОЖ помогает достичь формирования в плоских изделиях объёмного наноконпозиционного состояния. Оно характеризуется, во-первых, наличием диссипативного структурного

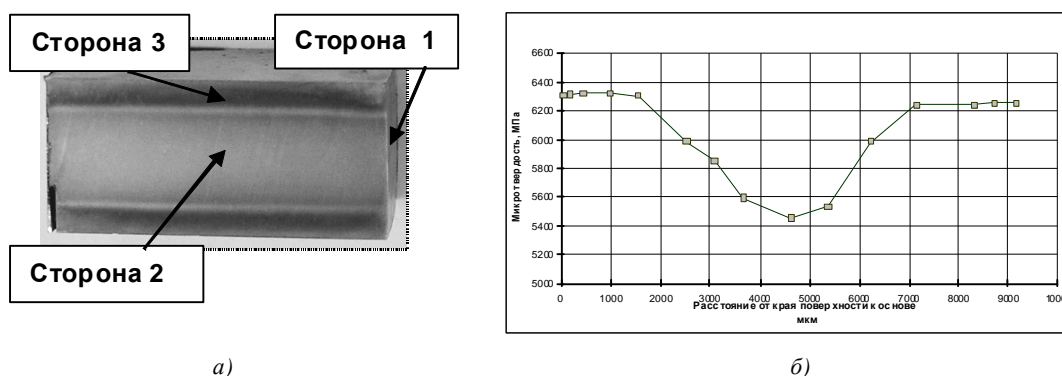


Рисунок 5 — Схема исследования (а) и график (б) изменения микротвёрдости в поперечном сечении (сторона 2) плоского образца

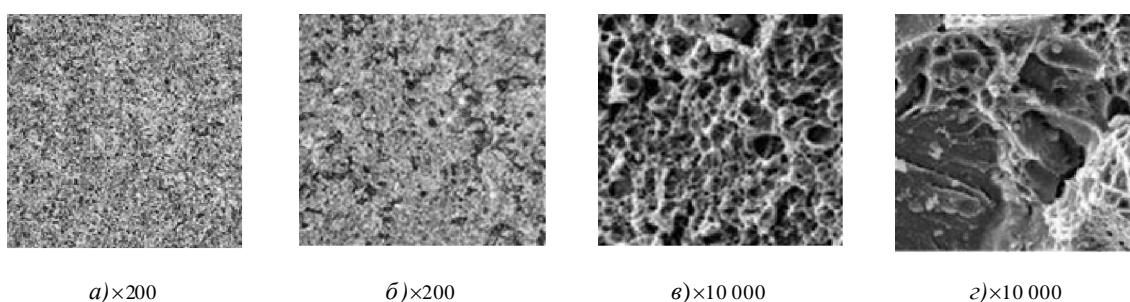


Рисунок 6 — Микроструктура внешних поверхностей (а), сердцевины (б) и морфология ячеистого излома образца, испытанного на ударный изгиб наружного слоя (в), сердцевины (г)

строения в поперечном сечении изделия, во-вторых, субмелкокристаллическим зерном мартенсита. В ходе интенсивного закалочного охлаждения жидкостью заготовок из сталей ПП в них формируются продукты мартенситного превращения нанометрового размера (20...80 нм). Придание такого дисперсного структурного строения ДРОСМ является основой повышения их конструкционной прочности и износостойкости [9], [10].

Применение сталей пониженной прокаливаемости для изготовления деталей сельскохозяйственных машин потребовало выполнения исследований по их упрочнению и модифицированию с использованием CO<sub>2</sub>-лазера непрерывного действия и плазменной дуги с плазмообразующим газом аргоном. Установлено, что степень упрочнения при лазерной обработке выше, так как при ней происходит более интенсивный вклад энергии в изделие при нагреве, а последующее охлаждение с более высокими скоростями позволяет в большей степени наследовать имеющиеся дефекты кристаллического строения, искажённость кристаллической решётки. При этом уменьшается время пребывания твёрдого раствора в интервале аустенитизации, что ограничивает рост зёрен аустенита и при последующем мартенситном превращении приводит к большей степени упрочнения [11], [12], [13]. Величина максимальной твёрдости, полученной в результате лазерной обработки, составляет 12 100 МПа, плазменной — 8 850 МПа (рисунок 7). Протяжённость зоны отпуска при лазерном нагреве значительно меньше, чем при плазменной обработке.

При лазерном модифицировании на поверхности образуется износостойкий слой, содержащий легированный твёрдый раствор основы порошка с остаточными нерастворившимися частицами карбидных, боридных и других соединений. Легированный твёрдый раствор износостойкой наплавки имеет твёрдость ~12 700...16 000 МПа (рисунок 8). Твёрдость нерастворившихся остаточных упрочняющих частиц достигает 25 000...28 000 МПа. Глубина наплавленного слоя составляет ~0,2 мм, глубина упрочнённой части подслоя ~0,2 мм. На границе «слой—подслой» имеется узкая полоска переходной зоны со значительным снижением твёрдости (~4 500 МПа) шириной ~0,02 мм. Это происходит, по нашему мнению, вследствие того, что углерод подслоя приграничного слоя диффундирует в наплавленный слой

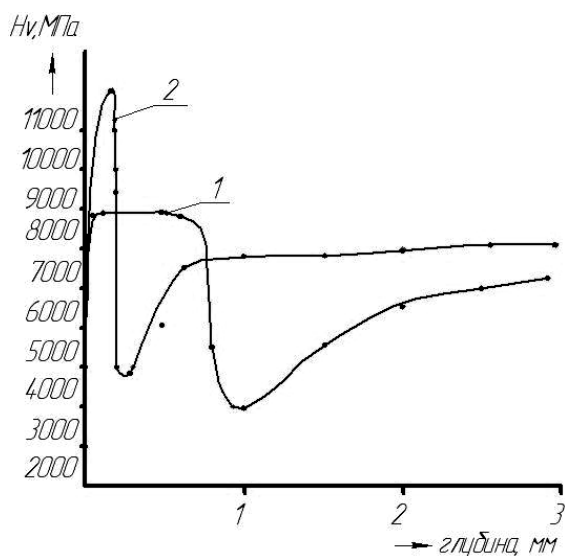


Рисунок 7 — Изменение микротвёрдости стали 60 ПП, подвергнутой лазерному (2) и плазменному (1) упрочнению

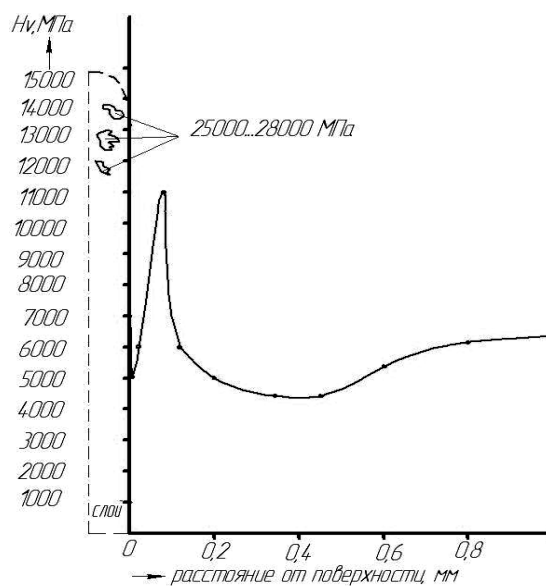


Рисунок 8 — Распределение микротвёрдости по глубине образца из стали 60ПП, подвергнутого лазерному модифицированию

и откладывается на имеющихся остаточных карбидных частицах, служащих готовыми центрами кристаллизации, либо образует их в приграничной зоне, где происходит частичное оплавление подслоя и смешение расплавов слоя и подслоя. Суммарная глубина упрочнения при лазерном модифицировании составляет 0,4...0,5 мм. Наличие аустенитной прослойки на границе раздела «слой—подслой» должно оказывать положительное влияние на свойства переходного слоя, улучшая адгезию, уменьшая растягивающие и скалывающие напряжения.

В отличие от лазерного, при плазменном модифицировании на поверхности образцов не наблюдалось образования слоя с упрочняющими частицами. По нашему мнению, температуры и времени воздействия при плазменном нагреве было достаточно для расплавления нанесённого шликерным методом порошка износостойкого сплава, растворения упрочняющих частиц, конвективного перемешивания с оплавленным слоем подслоя. В результате на поверхности имеется упрочнённый мартенситный слой, образованный при кристаллизации областей легированного расплава и областей перекристаллизованного твёрдого раствора легированных первичных кристаллов аустенита. Вследствие этого образованный упрочнённый слой состоит из смеси областей, в которых мартенсит различается по составу, морфологии и дисперсности. После плазменной обработки с оплавлением поверхности и с использованием порошка износостойкого сплава того же состава, что и при лазерном модифицировании, в микротвёрдости стали 60ПП наблюдаются изменения (рисунок 9). Суммарная глубина упрочнения при плазменной обработке с модифицированием поверхности составляла ~1 мм при максимальной твёрдости ~13 000 МПа (см. рисунок 9) и могла достигать ~2 мм при обработке плазмой в режимах с глубоким проплавлением поверхности. Что касается переходных зон при плазменном модифицировании, то их протяжённость значительно больше, причём с характерным постепенным изменением смежных структурных составляющих и свойств по глубине.

Результаты исследований по упрочнению стали пониженной прокаливаемости 60ПП лазерной и плазменной обработкой позволяют рекомендовать их для использования в технологиях изготовления ряда деталей сельскохозяйственных машин, например режущих элементов, требующих повышенных характеристик эксплуатационной стойкости, когда долговечность лимитируется высокими значениями твёрдости, износостойкости в сочетании с повышенными значениями прочности и ударной вязкости.

**Заключение.** На основании полученных результатов исследований упрочняющих технологий, применяемых для изготовления деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин, можно заключить следующее:

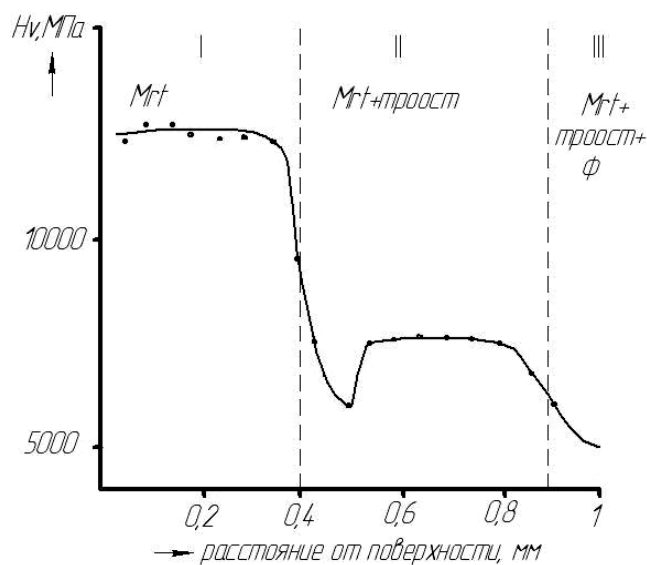


Рисунок 9 — Распределение микротвёрдости по глубине образца из стали 60 ПП, подвергнутого плазменному модифицированию

1) применение метода поперечно-клиновой прокатки для формообразования заготовок с рабочей частью переменного сечения вместо обработки резанием позволяет увеличить коэффициент использования металла до 0,98, производительность труда — в 8...10 раз, максимально приблизить поковку к требуемым точности размеров и чистоте поверхности детали;

2) применение ТИЗОЖ позволяет достичь формирования в плоских изделиях объёмного наноконпозиционного состояния. Оно характеризуется, во-первых, наличием диссипативного структурного строения в поперечном сечении изделия, во-вторых, субмелкокристаллическим зерном мартенсита. В ходе интенсивного закалочного охлаждения жидкостью заготовок из сталей пониженной прокаливаемости в них формируются продукты мартенситного превращения нанометрового размера (20...80 нм). Придание такого дисперсного структурного строения ДРОСМ является основой повышения их конструкционной прочности и износостойкости;

3) при изготовлении деталей сельскохозяйственных машин, требующих повышенных характеристик эксплуатационной стойкости, когда их долговечность лимитируется высокими значениями твёрдости, износостойкости в сочетании с повышенными значениями прочности и ударной вязкости, можно рекомендовать применение сталей пониженной прокаливаемости, упрочнённых лазерной или плазменной обработкой.

### Список цитируемых источников

1. Машиностроение : энцикл. / ред. совет: К. В. Фролов [и др.]. — М. : Машиностроение, 2002. — Т. IV—16 : Сельскохозяйственные машины и оборудование / И. П. Ксенович [и др.]; под ред. И. П. Ксеновича. — 720 с.
2. Энциклопедический справочник термиста-технолога : в 3 т. / С. Б. Масленков [и др.]; под общ. ред. С. Б. Масленкова. — М. : Наука и технологии, 2003. — Т. 1. — 392 с.
3. Энциклопедический справочник термиста-технолога : в 3 т. / С. Б. Масленков [и др.]; под общ. ред. С. Б. Масленкова. — М. : Наука и технологии, 2004. — Т. 3. — 704 с.
4. Бетень, Г. Ф. Опыт упрочнения деталей из сталей пониженной прокаливаемости импульсным закалочным охлаждением жидкостью / Г. Ф. Бетень, Г. И. Анискович // Вестн. БарГУ. — 2013. — Вып. 1. — С. 152 — 159.
5. Кобаско, Н. И. Закалка стали в жидких средах под давлением / Н. И. Кобаско. — Киев : Наук. думка, 1980. — 208 с.
6. Волокушин, В. Д. Металловедение и термическая обработка : учеб.-справ. пособие / В. Д. Волокушин. — Винница : Книга-Вега, 2005. — 504 с.
7. Хроника. Второй Всероссийский семинар по проблемам закалочного охлаждения // М и ТОМ. — 1997. — № 10. — С. 37—38.

8. Сталь. Эталоны микроструктуры : ГОСТ 8233-56. — Введ. 07.01.1957. — Послед. изм. 18.05.2011. — Минск : Межгос. совет по стандартизации и сертификации, 2011.
9. *Быков, Ю. А.* Структура и свойства конструкционных наноматериалов / Ю. А. Быков // Справочник. Инженер. журн. (с прил.). — 2010. — № 7. — С.1—24.
10. Повышение работоспособности деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин / И. Н. Шило [и др.]. — Минск : БГАТУ, 2010. — 320 с.
11. *Гуляев, А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. — М. : Metallurgiya, 1986. — 544 с.
12. *Григорьянц, А. Г.* Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров ; под ред. А. Г. Григорьянца. — М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. — 664 с.
13. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лещинский [и др.]. — Киев : Техника, 1990. — 109 с.

Материал поступил в редакцию 30.05.2014 г.

The results of studies on the development and application of technologies for the manufacture of parts and hardening of the working bodies of agricultural machinery, the technical level that corresponds to the best world standards. These include the technology of pulsed quenching technology shaping the blade part thermoplastic processing, technology of plasma and laser cladding. These technologies are powerful, environmentally friendly and meet the requirements for energy and resource saving.

**Key words:** abrasive wear, shaping of blades, plastic deformation, plasma processing, cross-wedge rolling.

УДК 621.436.004+665.753.4

А. Н. Карташевич, А. В. Гордеенко, О. В. Понталёв

Учреждение образования «Белорусская государственная сельскохозяйственная академия», Горки

## РАСЧЁТ ЭЛЕКТРОПОДОГРЕВАТЕЛЯ ТОПЛИВА В СИСТЕМЕ ПИТАНИЯ ДИЗЕЛЬНОГО ДВИГАТЕЛЯ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Приведены результаты теоретических исследований предпусковой работы электроподогревателя топливной системы дизельного двигателя, выполненные на основе использования уравнений теплотехники. Произведён расчёт электронагревательного элемента, установленного в фильтре грубой очистки дизеля, и получена теоретическая зависимость времени разогрева топлива от его температуры.

**Ключевые слова:** топливоподающая система, депрессорные присадки, углеводородный состав топлива, подогрев топлива, электронагревательный элемент.

**Введение.** Низкая температура окружающей среды вызывает выпадение из топлива высокоплавких углеводородов в виде кристаллов различной формы, которые способны забивать фильтрующие элементы, узкие места топливопроводов и штуцеров в системе питания дизеля [1, с. 12—15]. В настоящее время существует три метода предотвращения этого нежелательного явления: 1) воздействие на свойства дизельного топлива в процессе его производства и потребления; 2) адаптация конструкции топливной системы дизельного двигателя к отрицательным температурам; 3) создание условий, смягчающих негативное воздействие внешних факторов как на работу агрегатов топливоподающей системы, так и на свойства самого топлива.

Методика первой группы в основном сводится к добавлению депрессорных присадок, которые повышают текучесть и прокачиваемость топлив при низких температурах. Однако эффективность действия депрессорных присадок зависит от их концентрации в топливе, его углеводородного состава и наличия в нём асфальто-смолистых веществ. Ввод присадок в дизельное топливо с присутствием воды, которая всегда содержится в условиях эксплуатации, неблагоприятно сказывается на эффективности их применения. Поэтому эффект от депрессорных присадок в реальных условиях всегда оказывается ниже, чем при специальных целевых испытаниях.

Вторая группа приёмов направлена на улучшение низкотемпературной прокачиваемости дизельного топлива. Реализация программы IGF-3 Европейского координационного совета по совершенствованию методов испытаний смазок и моторных топлив позволяет лишь определить арсенал средств улучшения работоспособности дизельных топлив при низких температурах, а также количественно оценить влияние того или иного фактора.

Третья группа предложений может реализоваться как на стадии создания дизельных установок (размещение агрегатов в местах, защищённых от обдува холодным воздухом), так и в эксплуатации. Однако самый радикальный способ этой группы — подогрев топлива. Применение электроподогревателя позволяет решить проблемы как прокачиваемости, так и фильтруемости дизельного топлива. Кроме того, подогрев топлива позволяет снизить расход топлива дизельным двигателем и выброс в атмосферу вредных веществ с отработанными газами, поскольку улучшается процесс сгорания.

Для обеспечения работоспособности топливной системы дизеля в условиях отрицательных температур нами предложен ряд электронагревательных устройств [2], [3], [4], установленных на линии низкого давления и предназначенных для плавления кристаллов  $\text{H}$ -алканов в топливе. Обоснована минимальная температура топлива, при которой возможно нормальное функционирование топливной системы работающего дизеля [5, с. 131—138]. Однако критическим моментом в работе дизельного двигателя при низких температурах является его пуск. Это связано с тем, что концентрация кристаллов в топливе перед пуском дизеля максимальна из-за малой кинетической энергии молекул.

**Методика исследований.** Для гарантированного пуска дизеля в условиях низких температур (ниже температуры помутнения топлива) необходимо предварительно обеспечить разогрев электронагревательного элемента. В данной работе определим время, за которое электронагревательный элемент разогревается

до необходимой температуры  $T_H$  в неподвижном объёме топлива при постоянной силе тока  $I$ , если в начальный момент времени температура нагревательного элемента  $T_H$  и температура топлива  $T_T$  равны.

Количество теплоты, выделившейся в нагревательном элементе  $dQ_H$  при прохождении тока величиной  $I$  за время  $d\tau$ , определяется выражением

$$dQ_H = dQ_M + dQ_O, \quad (1)$$

где  $dQ_M$  — количество теплоты, идущее на изменение теплосодержания материала нагревательного элемента за время  $d\tau$ ;

$dQ_O$  — количество теплоты, отдаваемое нагревательным элементом дизельному топливу за время  $d\tau$  [6, с. 44].

По закону Джоуля—Ленца, за время  $d\tau$  в нагревательном элементе выделяется количество теплоты, которое можно определить по формуле

$$dQ_H = I^2 R_H d\tau, \quad (2)$$

где  $R_H$  — электрическое сопротивление нагревательного элемента, т. е. функция, линейно зависящая от температуры и определяемая по формуле

$$R_H = R_{293} [1 + \alpha(T_H - 293)], \quad (3)$$

где  $R_{293}$  — сопротивление нагревательного элемента при температуре 293 К;

$\alpha$  — термический коэффициент сопротивления материала нагревательного элемента [6, с. 94].

Количество теплоты, идущее на изменение теплосодержания материала нагревательного элемента за время  $d\tau$ , вычисляется из выражения

$$dQ_M = c_M m_H \left( \frac{dT_H}{d\tau} \right) d\tau, \quad (4)$$

где  $c_M$  — теплоёмкость материала нагревательного элемента;

$m_H$  — масса нагревательного элемента.

Количество теплоты, отдаваемое за время  $d\tau$  дизельному топливу, определяется по формуле

$$dQ_O = \alpha_H (T_H - T_T) A d\tau, \quad (5)$$

где  $\alpha_H$  — коэффициент теплоотдачи от нагревательного элемента дизельному топливу в неподвижном объёме;

$A$  — площадь теплообмена.

Подстановкой в выражение (1) уравнений (2), (4) и (5) с учётом формулы (3) после преобразований получим следующее равенство:

$$\frac{C_M m_H}{I^2 R_{293} \alpha - \alpha_H A} \ln \left[ I^2 R_{293} (1 - 293\alpha) + T_H (I^2 R_{293} \alpha - \alpha_H A) + \alpha_H A T_T \right] = \tau + C, \quad (6)$$

где  $C$  — постоянная интегрирования.

С учётом начальных условий ( $\tau$  равно нулю;  $T_H$  равно  $T_T$ ) постоянная интегрирования определяется по формуле

$$C = \frac{C_M m_H}{I^2 R_{293} \alpha - \alpha_H A} \ln \left[ I^2 R_{293} (1 - 293\alpha) + I^2 R_{293} \alpha T_T \right]. \quad (7)$$

После подстановки формулы (7) в выражение (6) получим

$$\tau = \frac{C_M m_H}{F} \ln \frac{P + T_H F + \alpha_H A T_T}{P + I^2 R_{293} \alpha T_T}. \quad (8)$$

В формуле (8) обозначено следующее:

$$F = I^2 R_{293} \alpha - \alpha_H A$$

и

$$P = I^2 R_{293} (1 - 293\alpha).$$

По формуле (8) может быть определено время предпусковой работы подогревателя для обеспечения бесперебойной подачи дизельного топлива к топливному насосу высокого давления при пуске дизельного двигателя.

Коэффициент теплоотдачи находим из формулы

$$\alpha_H = \frac{Nu \lambda_T}{l_0}, \quad (9)$$

где  $Nu$  — число Нуссельта;

$\lambda_T$  — коэффициент теплопроводности дизельного топлива;

$l_0$  — характерный линейный размер нагревательного элемента [6, с. 62].

Число Нуссельта для замкнутого объёма вычисляется по формуле

$$Nu = 0,52 Ra^{0,25},$$

где  $Ra$  — число Рэлея [6, с. 128], определяемое по формуле

$$Ra = \frac{g l_0 c \rho_T \psi \Delta T}{\nu \lambda_T},$$

где  $c$  — средняя теплоёмкость дизельного топлива в интервале  $\Delta T$  [6, с. 49];

$\rho_T$  — плотность дизельного топлива;

$\nu$  — кинематическая вязкость дизельного топлива;

$\psi$  — коэффициент объёмного термического расширения дизельного топлива;

$\Delta T$  — характерная разность температур.

Необходимая температура нагревательного элемента  $T_H$  определяется из условия, что при максимальной скорости движения топлива на входе в нагревательный элемент с начальной температурой  $T_T$  оно на выходе должно иметь требуемую температуру  $T_B$ :

$$T_H = \frac{Ac_T \rho_T \vartheta (T_B - T_T) + \bar{\alpha}_H A T_T}{\bar{\alpha}_H A}, \quad (10)$$

где  $\vartheta$  — максимальная скорость дизельного топлива при прохождении через нагревательный элемент;

$\bar{\alpha}_H$  — средний коэффициент теплоотдачи от нагревательного элемента к дизельному топливу при скорости  $\vartheta$ ;

$c_T$  — текущая теплоёмкость дизельного топлива, определяемая согласно методике [7, с. 105—110];

$T_B$  — требуемая температура, до которой должно быть нагрето дизельное топливо [5, с. 131—138], вычисляемая по формуле

$$T_B \geq \frac{1}{\beta} \ln \frac{v_0 (N + 64l\vartheta_{тр})}{2d_{тр}^2 [M + (P_{вак} / \rho_T) + R - K]} + T_T. \quad (11)$$

где  $\beta$  — коэффициент, численное значение которого для дизельного топлива изменяется в пределах 0,025..0,030 [6, с. 298];

$v_0$  — кинематическая вязкость дизельного топлива при +20°C (293 K);

$l$  — суммарная длина трубопроводов от бака до топливоподкачивающего насоса;

$\vartheta_{тр}$  — средняя скорость движения топлива по трубопроводам;

$d_{тр}$  — диаметр трубопровода;

$P_{вак}$  — максимальное вакуумметрическое давление, создаваемое топливоподкачивающим насосом.

Численные значения коэффициентов  $N$ ,  $M$ ,  $R$ ,  $K$ , входящих в выражение (11), определяются по следующим зависимостям:

$$N = d_{тр}^2 \sum_{i=1}^n \frac{\vartheta_i A_i}{l_{0i}},$$

где  $\vartheta_i$  — средняя скорость топлива в  $i$ -м элементе системы питания дизеля;

$A_i$  — коэффициент  $i$ -го сопротивления системы питания дизеля;

$l_{0i}$  — определяющий размер  $i$ -го местного сопротивления;

$$M = g(H + Z_1 - Z_2),$$

где  $H$  — высота столба топлива в баке;

$Z_1, Z_2$  — высота расположения выхода из топливного бака и входа в топливоподкачивающий насос соответственно;

$$R = \vartheta_2^2 \left( \frac{\omega_2^2}{\omega_1^2} - 1 \right),$$

где  $\vartheta_2$  — скорость топлива на входе в топливоподкачивающий насос;

$\omega_1, \omega_2$  — площади потока на выходе из топливного бака и на входе в топливоподкачивающий насос соответственно;

$$K = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \xi_{квi} \vartheta_i^2,$$

где  $\xi_{квi}$  — коэффициент местного  $i$ -го сопротивления квадратичной области.

**Результаты исследований.** В результате расчётов по формуле (8), с учётом выражений (9), (10) и (11), построен график изменения времени предпусковой работы подогревателя в зависимости от температуры окружающей среды [4], установленного в фильтре грубой очистки дизельного двигателя Д-240, работающего на топливе с температурами помутнения и застывания  $-5^{\circ}\text{C}$  и  $-15^{\circ}\text{C}$  соответственно (рисунок 1). Сила тока в цепи подогревателя составляет 10 А, напряжение между контактами — 12 В.

Согласно кривой (см. рисунок 1), время предпускового включения подогревателя для температуры топлива  $-8^{\circ}\text{C}$  составляет 5 с, увеличиваясь до 45 с при температуре  $-16^{\circ}\text{C}$ . Дальнейшее снижение температуры ведёт к резкому нарастанию времени разогрева. При температуре топлива  $-5^{\circ}\text{C}$  (температура помутнения топлива) предпусковое включение подогревателя не требуется.

Аналогичные кривые могут быть рассчитаны для разных марок дизелей с установкой подогревателей в различных местах топливной системы и для конкретных сортов топлива. Таким образом, вышеизложенная методика может быть использована при конструировании различных электроподогревателей топливных систем дизелей.

**Заключение.** В процессе исследования получена теоретическая зависимость, позволяющая определить время предпусковой работы подогревателя, установленного в топливной системе дизеля, для обеспечения гарантированного пуска.

На основании представленной методики произведён расчёт времени предпускового включения электроподогревателя, установленного в фильтре грубой очистки дизельного двигателя Д-240, который работает на топливе с температурами помутнения и застывания  $-5^{\circ}\text{C}$  и  $-15^{\circ}\text{C}$  соответственно, в зависимости от температуры окружающей среды.

#### Список цитируемых источников

1. Улучшение пусковых качеств автотракторных дизелей в зимний период эксплуатации : моногр. / А. Н. Карташевич [и др.]. — Горки : БГСХА, 2005. — 172 с.
2. Система облегчения работы дизеля при низких температурах : пат. 1766 Респ. Беларусь, МПК7 F 02M 31/00, F 02N 17/00 / А. Н. Карташевич, А. В. Гордеевко, Д. С. Разинкевич ; заявитель Белорус. гос. с.-х. акад. — № и 20040127 ; заявл. 22.03.04 ; опубл. 30.03.05 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. — 2005. — № 2.

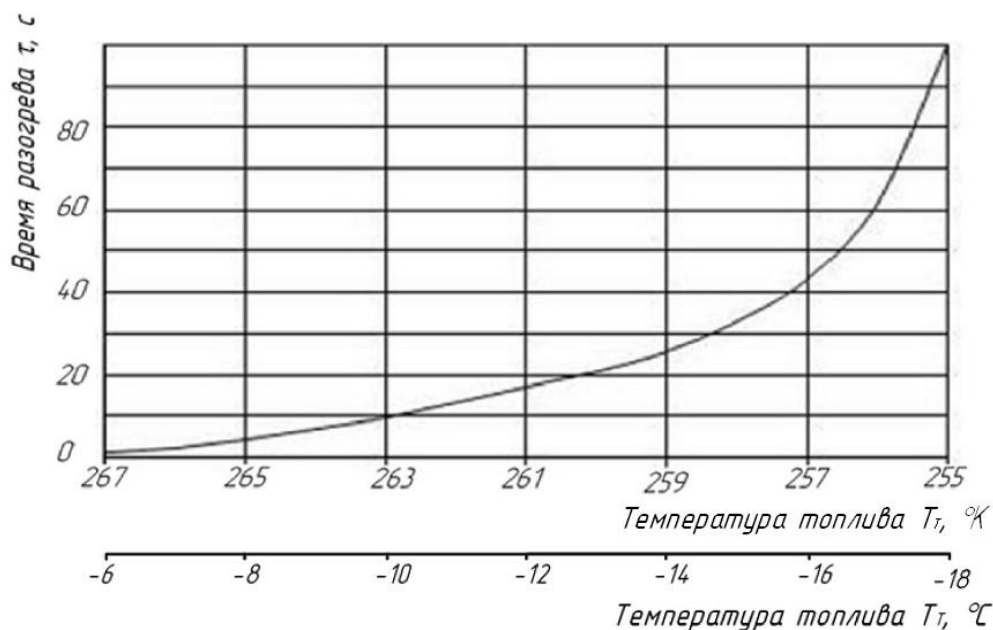


Рисунок 1 — Зависимость времени предпусковой работы подогревателя от температуры топлива

3. Система защиты топливной аппаратуры дизеля : пат. 1767 Респ. Беларусь, МПК7 F 02B 77/00, F 02N 17/00 / А. Н. Карташевич, А. В. Гордеенко, Д. С. Разинкевич ; заявитель Белорус. гос. с.-х. акад. — № и 20040128 ; заявл. 22.03.04 ; опубл. 30.03.05 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. — 2005. — № 2.
4. Подогреватель дизельного топлива : пат. 2007609 Рос. Федерации, МПК F 02M 31/00 / А. Н. Карташевич, В. С. Бранцевич, В. Д. Прудников ; заявитель Белорус. гос. с.-х. акад. — № 4896914/06 ; заявл. 26.12.90 ; опубл. 15.02.94 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. — 1994. — № 2.
5. *Карташевич, А. Н.* Определение пределов работоспособности топливной системы дизеля при отрицательных температурах / А. Н. Карташевич, В. С. Бранцевич, А. В. Гордеенко // Engineering. Mokslo darbai. — Kaunas : Akademija, 1996. — С. 131—138.
6. *Кутателадзе, С. С.* Теплопередача и гидродинамическое сопротивление : справ. пособие / С. С. Кутателадзе. — М. : Энергоатомиздат, 1990. — 367 с.
7. *Карташэвіч, А. М.* Цеплавы разлік фільтра грубай ачысткі паліва з награвальным элементам для дызельнага рухавіка / А. М. Карташэвіч, В. С. Бранцэвіч // Весці НАН Беларусі. — 1993. — № 2. — С. 105—110.

Материал поступил в редакцию 28.01.2014 г.

In article results of theoretical researches of prestarting work of an electroheater of fuel system of the diesel engine, executed on the basis of use of the equations heating engineers are resulted. Calculation of the electroheating element established in the filter of rough clearing of a diesel engine is made, and theoretical dependence of time of a warming up of fuel on its temperature is received.

**Key words:** fuel system, depressant additives, hydrocarbon fuel composition, fuel heating, electric heating element.

УДК 629.114.2.004.5

**А. Н. Карташевич, О. В. Понталёв, А. В. Гордеенко**

Учреждение образования «Белорусская государственная сельскохозяйственная академия», Горки

## **ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ СИСТЕМЫ СМАЗЫВАНИЯ АВТОТРАКТОРНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ЗА СЧЁТ ВНЕДРЕНИЯ СИСТЕМ КОНТРОЛЯ ПОКАЗАТЕЛЕЙ МАСЛА**

Произведена оценка использования некоторых параметров масла в качестве критериев оценки контроля его качества.

Предложены способы и схемы, позволяющие обеспечить контроль качества масла и температуры в системе смазки авто-тракторных двигателей.

**Ключевые слова:** кинематическая вязкость масла, смазывающие свойства, диэлектрическая проницаемость, система смазывания, присадки, защита двигателя.

**Введение.** Основное назначение системы смазывания двигателя — смазка трущихся деталей, частичное их охлаждение и удаление продуктов износа. Данные процессы протекают при высоком давлении и температуре, поэтому к смазочным маслам предъявляется ряд требований: достаточная вязкость на всех эксплуатационных режимах, высокая маслянистость, противоокислительная устойчивость, отсутствие свободных минеральных кислот и щелочей, воды и механических примесей, высокая температура вспышки и малая испаряемость [1, с. 124].

В процессе эксплуатации, в зависимости от условий, свойства масла ухудшаются, поэтому возникает необходимость его замены, периодичность которой зависит от ряда факторов: продолжительности работы масла в двигателе, степени изношенности двигателя, качества масла, дорожных и климатических условий [2, с. 42].

Следовательно, возникает проблема определения степени его пригодности к дальнейшей эксплуатации ввиду достаточно высокой стоимости масла и дополнительных затрат времени на его замену в системе смазывания двигателя.

Для решения данной проблемы необходимо определить параметр оценки качества масла и способ его контроля.

Проведём анализ основных параметров масла в целях определения возможности их использования в качестве критерия оценки качества масла.

**Основная часть.** Одним из важных параметров, характеризующих масло, является его кинематическая вязкость, величина которой функционально зависит от температуры.

Вязкость — одна из важнейших характеристик масел. Моторные масла, как и большинство смазочных материалов, изменяют вязкость в зависимости от своей температуры, и чем ниже температура, тем больше вязкость, и наоборот.

Так, для обеспечения более эффективного пуска холодного двигателя (проворачивание коленвала стартером и подача масла по системе смазывания) при низких температурах вязкость не должна быть очень большой, и наоборот, для создания прочной масляной плёнки между трущимися деталями и необходимого давления в системе при высоких температурах масло не должно иметь очень малую вязкость.

При рабочей температуре в двигателе вязкость масла должна быть низкой: с одной стороны, улучшается его просачиваемость через зазоры между деталями, лучше отводится тепло и снижается трение, с другой — масло с повышенной вязкостью меньше выгорает и обеспечивает более высокие нагрузки в механизмах.

Поэтому для двигателей с высокой степенью износа деталей более эффективным является использование более вязкого масла, для новых двигателей — масла с меньшей вязкостью (улучшает приработку деталей и уменьшает потери на трение) [3, с. 78].

Таким образом, величина вязкости масла в двигателе — компромиссное решение, и использовать этот показатель в качестве параметра контроля качества не представляется возможным.

Для улучшения эксплуатационных свойств в масла добавляют в незначительных количествах (3...6% от объёма) присадки, повышающие определённые свойства масел.

При современном уровне развития двигателестроения использование масла без присадок является практически невозможным, так как не представляется возможным создание масел, которые обеспечили бы эффективную защиту двигателя и одновременно не разрушались бы в течение длительного времени. Поэтому все современные моторные масла содержат в своём составе пакет (набор) присадок, содержание которых суммарно может достигать 20%.

Для облегчения выбора масла требуемого качества для конкретного типа двигателя и условий его эксплуатации разработаны системы классификации. В настоящее время одновременно существуют несколько международных систем классификации моторных масел — API, ILSAC, ACEA, а также государственные стандарты для стран СНГ. В каждой системе моторные масла подразделяются на ряды и категории, основанные на уровне качества и назначении. Эти ряды и категории созданы по инициативе национальных и международных организаций нефтеперерабатывающих компаний и автопроизводителей. Назначение и уровни качества являются основой ассортимента масел. Наряду с общепринятыми системами классификаций существуют и требования (спецификации) производителей автомобилей. Кроме классификаций масел по уровню качества используется и система классификации по вязкости — SAE.

В процессе эксплуатации масла присадки, которые являются химическими веществами, распадаются на более простые соединения или образуют более сложные вследствие химических реакций.

Контроль качества масла по количеству присадок — процесс дорогостоящий, который проводится в стационарных условиях при помощи химического или спектрального анализа.

При эксплуатации автотракторной техники в полевых условиях качество масла можно оценивать визуальным способом по величине допустимого содержания механических примесей и топливных фракций [2, с. 67].

Сущность способа заключается в следующем: капля масла помещается на белую фильтровальную бумагу, и по цвету сердцевинки и пояска судят о качестве масла (при совершенно чёрной сердцевине и тёмно-коричневом пояске масло нуждается в замене) (рисунок 1).

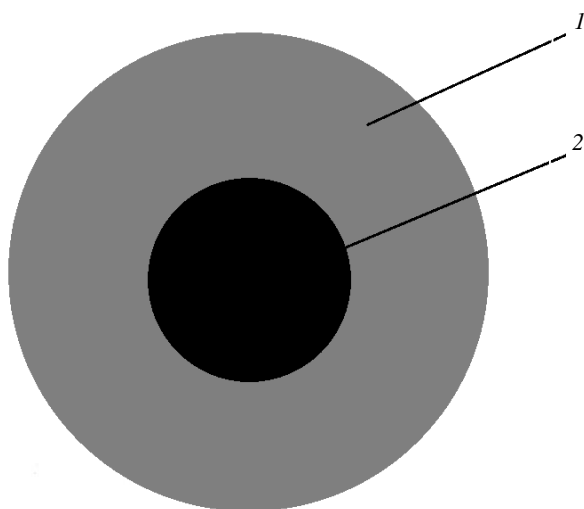
Однако данный способ является недостаточно эффективным ввиду своей цикличности, что требует строгого соблюдения временных периодов между замерами.

Поэтому контроль качества масла при эксплуатации автотракторных двигателей предлагается обеспечивать устройством, разработанным на кафедре «Тракторы и автомобили» учреждения образования

«Белорусская государственная сельскохозяйственная академия» [4, с. 2]. В данном устройстве параметром контроля качества масла является его диэлектрическая проницаемость, которая уменьшается при ухудшении его смазывающих свойств.

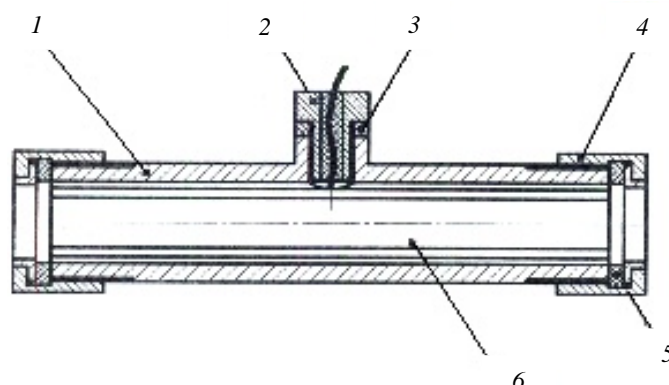
Датчик (рисунок 2) данного устройства устанавливается в масляную магистраль системы смазывания двигателя после фильтра очистки. Перед началом работы устройства контроля качества масла необходимо произвести его настройку.

Через определённые промежутки времени, равные 100 моточасам работы двигателя, производится оценка качества масла стационарным способом. Она проводится до тех пор, пока масло будет являться пригодным для работы в системе смазывания двигателя. Далее все контрольные пробы, полученные в результате анализа, используются в качестве эталонного материала в цилиндрической полости датчика диэлектрической проницаемости при настройке (при этом устройство не подключено



1 — поясок; 2 — сердцевина

Рисунок 1 — Капельная проба масла



1 — корпус; 2 — полый болт; 3 — изолирующая прокладка;  
4 — соединительная гайка; 5 — уплотнительная прокладка; 6 — обкладка  
конденсатора

**Рисунок 2 — Датчик устройства**

к системе смазывания), где по величине ёмкости датчика устройства производится настройка бортового компьютера и светосигнального элемента на параметры качества эталонного масла.

После проведённой настройки схемы устройства, предназначенного для контроля качества масла, его датчик подключают к системе смазывания автотракторного двигателя, а аппаратное обеспечение — к источнику напряжения.

Электрическая схема компараторного индикатора контроля диэлектрической проницаемости масла в автотракторных двигателях (рисунок 3) состоит из двух изоляционных прокладок 6 и двух металлических пластин, которые являются обкладками конденсатора 2 и установлены внутри маслопровода 3, электронной схемы, содержащей подстроечный конденсатор 5 и параллельно соединённый с ним высокоомный переменный резистор 4, настроенные под эталонные параметры масла и генератора синусоидальных колебаний 1. Также в электронную схему входит компаратор, состоящий из двух операционных усилителей 10 и 11, резисторы 7 и 8, делитель напряжения, состоящий из резисторов 9 и 15, одного последовательно, а второго параллельно соединённого диода 14 и 16 соответственно, аналого-цифрового преобразователя 23, подключённого к бортовому компьютеру 24, электронного ключа, состоящего из транзисторов 19 и 22, резисторов 12, 13, 17 и 20 и подстроечного резистора 18, индикаторного устройства 21.

Рассмотрим принцип работы компараторного индикатора контроля диэлектрической проницаемости масла в автотракторных двигателях.

От генератора синусоидальных колебаний 1 на две изолированные пластины 2 и подстроечный конденсатор 5 с высокоомным переменным резистором 4 через резисторы 7 и 8 подведено напряжение.

Проходя через резистор 7 на подстроечный конденсатор 5 с высокоомным переменным резистором 4, ток создаёт падение напряжения на резисторе 8. Ток, проходящий по цепочке «резистор 8 — две изолированные пластины 2», создаёт падение напряжения на резисторе 7.

Так как электрические параметры подстроечного конденсатора 5 с высокоомным переменным резистором 4 подстроены под соответствующие параметры двух металлических пластин 2, изолированных от маслопровода 3 прокладками 6, то и падения напряжения на резисторах 7 и 8 будут одинаковыми.

Напряжение с резистора 7 подводится на инвертирующий вход операционного усилителя 11, а напряжение с резистора 8 — на неинвертирующий вход операционного усилителя 10. Эти небольшие напряжения усиливаются операционными усилителями 10 и 11.

При равенстве падений напряжения на резисторах 7 и 8 напряжения на резисторах 9 и 15, подключённых к выходу операционных усилителей, одинаковы по амплитуде и противоположны по фазе, следовательно, они взаимно компенсируются, поэтому напряжение равно нулю. Вследствие этого напряжение смещения на базе транзистора 19 не изменяется, не увеличивается положительный потенциал

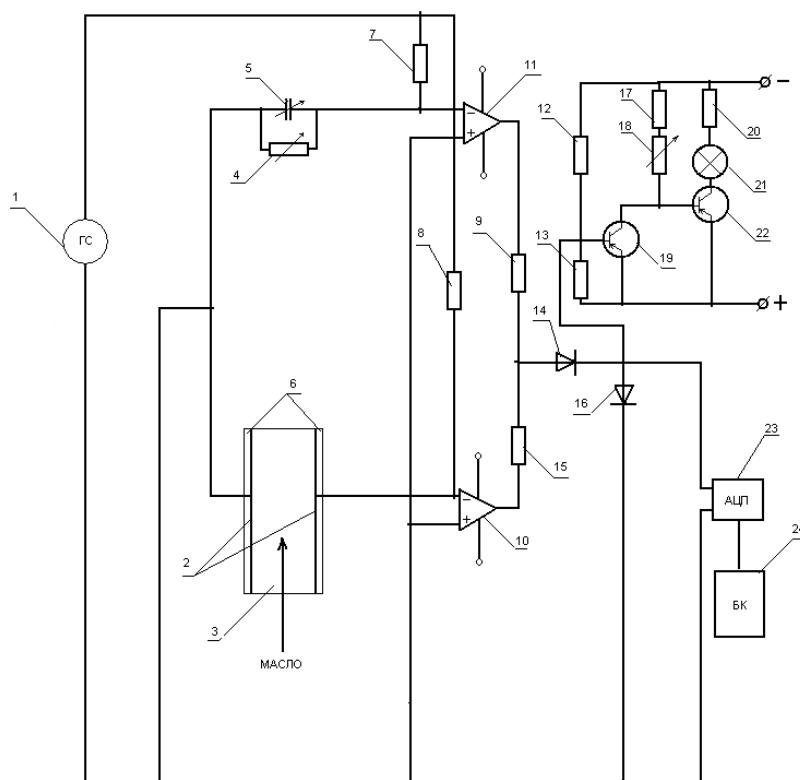


Рисунок 3 — Электрическая схема компараторного индикатора диэлектрической проницаемости масла

на базе транзистора 22, который находится в закрытом состоянии, и отключённом индикаторном устройстве 21. Порог срабатывания электронного ключа — подстройка под масло, которое необходимо заменить, — устанавливается переменным резистором 18.

При попадании в зону двух пластин 2 масла, диэлектрическая проницаемость которого отличается от эталонной, возникает напряжение. Оно через диод 14 подаётся на базу транзистора 19, создавая уменьшение отрицательного потенциала на его коллекторе, что, соответственно, приводит к открытию транзистора 22 и включению индикаторного устройства 21, сигнализирующего о необходимости замены масла.

Эксплуатация автотракторного двигателя осуществляется в большом диапазоне температур окружающей среды, и поэтому, как правило, в зимний период происходит принудительная блокировка масляного радиатора с целью не допустить переохладения масла, а в летний период, вследствие высокой температуры окружающей среды, масло теряет свою вязкость. Переохладение масла, как и его перегрев, ухудшают его свойства и качество в период эксплуатации.

Поэтому на кафедре «Тракторы и автомобили» была предложена модернизация системы смазывания автотракторного двигателя посредством включения дополнительных элементов, позволяющих улучшить её работу, — электромагнитных клапанов, датчика температуры и дополнительного масляного радиатора.

Элементы, дополняющие систему смазывания (рисунок 4), позволяют расширить её функциональные возможности и автоматически контролировать температуру масла в заданных пределах.

Модернизированная система смазывания может работать в трёх различных режимах (рисунок 5).

Работа системы смазывания:

1) масло охлаждается лишь в основном масляном радиаторе, при этом температура масла находится в пределах 75...95°C. На передней панели в кабине водителя об этом сигнализирует светосигнальный элемент зелёного цвета (VD1);

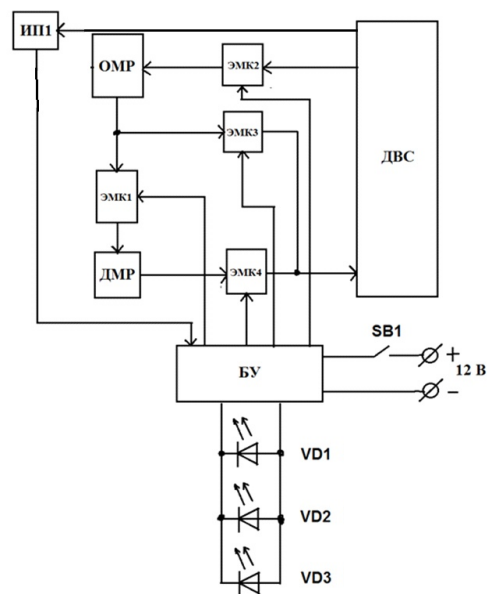
2) масло не поступает для охлаждения в масляный радиатор (зимний период времени) при температуре масла ниже 75°C. На панели загорается светосигнальный элемент жёлтого цвета (VD2);

3) если температура масла выше 95°C, к работе основного радиатора подключается добавочный масляный радиатор. На панели загорается светосигнальный элемент красного цвета (VD3).

Контроль температуры масла в системе смазки обеспечивает измерительный преобразователь температуры ИП1 (терморезистор), установленный в поддон картера двигателя.

Обработку информации о температуре масла и подачу управляющих сигналов на электромагнитные клапаны обеспечивает блок управления, построенный на базе микропроцессорной техники.

**Заключение.** Данный способ контроля качества масла и предложенная модернизация системы смазывания двигателя позволят в эксплуатационных условиях повысить эффективность использования автотракторных двигателей, увеличить срок их службы при снижении эксплуатационных затрат за счёт более рационального использования горюче-смазочных материалов и температурного баланса двигателя.



ИП1 — терморезистор; ОМР — основной масляный радиатор; ДМР — дополнительный масляный радиатор; ЭМК1...4 — электромагнитные клапаны; БУ — блок управления; ДВС — двигатель внутреннего сгорания; VD1 — светосигнальный элемент зелёного цвета; VD2 — светосигнальный элемент жёлтого цвета; VD3 — светосигнальный элемент красного цвета

Рисунок 4 — Схема модернизированной системы смазки

ЭМК1	ЭМК2	ЭМК3	ЭМК4	ОМР	ДМР	VD1...VD3
выключен	включён	включён	выключен	включён	выключен	зелёный
выключен	выключен	выключен	выключен	выключен	выключен	жёлтый
включён	включён	выключен	включён	включён	включён	красный

Рисунок 5 — Порядок работы элементов модернизированной системы смазывания

### Список цитируемых источников

1. Гуревич, А. М. Тракторы и автомобили / А. М. Гуревич, Е. М. Сорокин. — М. : Колос, 1974.
2. Крамаренко, Г. В. Техническое обслуживание автомобилей / Г. В. Крамаренко. — М. : Транспорт, 1968.
3. Емельянов, В. М. Энциклопедия начинающего автомобилиста / В. М. Емельянов. — М. : Бук-Пресс, 2006.
4. Компараторный индикатор контроля диэлектрической проницаемости масла в автотракторных двигателях : пат. 5402 Респ. Беларусь ; МПК F 01M 11/10 / А. Н. Карташевич [и др.] ; заявитель Белорус. гос. с.-х. акад. — № и 20080840 ; заявл. 11.11.08 ; опубл. 30.08.09 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. — 2009. — № 8.

Материал поступил в редакцию 20.01.2014 г.

To increase work efficiency of lubrication systems of automotive engines due to the introduction of control systems of indicators of oil. An assessment is made of the use of certain parameters of oil as criteria for assessment of quality control. Ways and schemes to ensure quality control of oil and temperature in the lubrication system of automotive engines.

**Key words:** kinematic viscosity, lubricity, dielectric constant, lubrication system, additives, motor protection.

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**Алифанов Александр Викторович** — доктор технических наук, профессор, профессор кафедры оборудования и автоматизации производства учреждения образования «Барановичский государственный университет», Барановичи, заведующий отделом объёмных гетерогенных систем Государственного научного учреждения «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск (E-mail: [alifanov\\_aay@mail.ru](mailto:alifanov_aay@mail.ru)).

**Анискович Геннадий Иосифович** — кандидат технических наук, доцент учреждения образования «Белорусский государственный аграрный технический университет», Минск (E-mail: [tnpc-bgatu@mail.ru](mailto:tnpc-bgatu@mail.ru)).

**Бетенья Григорий Филиппович** — кандидат технических наук, доцент, начальник технологического научно-производственного центра учреждения образования «Белорусский государственный аграрный технический университет», Минск (E-mail: [tnpc-bgatu@mail.ru](mailto:tnpc-bgatu@mail.ru)).

**Богданович Ирина Аркадьевна** — кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой оборудования и автоматизации производства учреждения образования «Барановичский государственный университет», Барановичи (E-mail: [enf@barsu.by](mailto:enf@barsu.by)).

**Гавриленя Андрей Константинович** — кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры общенаучных дисциплин учреждения образования «Барановичский государственный университет», Барановичи (E-mail: [enf@barsu.by](mailto:enf@barsu.by)).

**Голуб Виктор Михайлович** — научный сотрудник учреждения образования «Белорусский государственный педагогический университет имени Максима Танка», Минск.

**Голубев Валерий Сергеевич** — кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией Государственного научного учреждения «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск (E-mail: [gvs\\_fti@mail.ru](mailto:gvs_fti@mail.ru)).

**Гордеенко Андрей Васильевич** — кандидат технических наук, доцент учреждения образования «Белорусская государственная сельскохозяйственная академия», Горки.

**Гордиенко Анатолий Илларионович** — академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, директор Государственного научного учреждения «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск (E-mail: [phti@belhost.by](mailto:phti@belhost.by)).

**Гуринович Валентина Ивановна** — кандидат технических наук, старший научный сотрудник Государственного научного учреждения «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск

**Давидович Александр Николаевич** — кандидат технических наук, заведующий лабораторией Государственного научного учреждения «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск (E-mail: [phti@belhost.by](mailto:phti@belhost.by)).

**Дремук Владимир Алексеевич** — кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой общенаучных дисциплин учреждения образования «Барановичский государственный университет», Барановичи (E-mail: [enf@barsu.by](mailto:enf@barsu.by)).

**Карташевич Анатолий Николаевич** — доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Тракторы и автомобили» учреждения образования «Белорусская государственная сельскохозяйственная академия», Горки.

**Клубович Владимир Владимирович** — академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией пластичности учреждения образования «Белорусский национальный технический университет», Минск.

**Константинов Валерий Михайлович** — доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой материаловедения в машиностроении учреждения образования «Белорусский национальный технический университет», Минск (E-mail: [v\\_m\\_konst@mail.ru](mailto:v_m_konst@mail.ru)).

**Костюк Ольга Игоревна** — младший научный сотрудник, аспирант учреждения образования «Белорусский государственный технологический университет», Минск (E-mail: [olga\\_kostiuk@mail.ru](mailto:olga_kostiuk@mail.ru), [Dosy@belsty.by](mailto:Dosy@belsty.by)).

**Милюкова Анна Михайловна** — кандидат технических наук, заведующий лабораторией механофизики формирования гетерогенных систем (МФГС) Государственного научного учреждения «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск (E-mail: [annart@mail.ru](mailto:annart@mail.ru)).

**Понталёв Олег Владимирович** — кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Тракторы и автомобили» учреждения образования «Белорусская государственная сельскохозяйственная академия», Горки (E-mail: [vorina@rambler.ru](mailto:vorina@rambler.ru)).

**Попова Жанна Александровна** — старший преподаватель кафедры оборудования и автоматизации производства учреждения образования «Барановичский государственный университет», Барановичи.

**Соловей Николай Фёдорович** — кандидат технических наук, заведующий лабораторией открытого акционерного общества «Научно-технический центр комбайностроения», Гомель (E-mail: [SNF@tut.by](mailto:SNF@tut.by)).

**Томило Вячеслав Анатольевич** — доктор технических наук, доцент, заместитель директора Государственного научного учреждения «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск (E-mail: [stamila@rambler.ru](mailto:stamila@rambler.ru)).

**Фридрих Александр Павлович** — кандидат технических наук, доцент кафедры деревообрабатывающих станков и инструментов учреждения образования «Белорусский государственный технологический университет», Минск (E-mail: [Dosy@belsty.by](mailto:Dosy@belsty.by)).

**Ционенко Дмитрий Александрович** — кандидат физико-математических наук, доцент, старший научный сотрудник учреждения образования «Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники», Минск (E-mail: [tsiond@tut.by](mailto:tsiond@tut.by)).

**Цуран Владимир Владимирович** — заместитель начальника отдела главного технолога ОАО «Барановичский автоагрегатный завод», преподаватель кафедры оборудования и автоматизации производства учреждения образования «Барановичский государственный университет», Барановичи.

## ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

*Основные требования к рукописям: научная новизна, актуальность и информационная ценность материала, краткость и ясность его изложения.*

*Редакционная коллегия журнала осуществляет дополнительное рецензирование статей и, при необходимости, независимую (закрытую) экспертизу.*

*Редакция оставляет за собой право отклонить статью, если её содержание не соответствует требованиям, а также не вести дискуссию по мотивам отклонения. Рукописи, оформление которых не соответствует требованиям, редакцией не рассматриваются.*

*Возвращение рукописи автору на доработку не означает, что материал принят к печати. После получения доработанного текста рукопись вновь рассматривается редколлегией. Датой поступления считается день получения редакцией окончательного варианта рукописи.*

*Статьи аспирантов, докторантов и соискателей последнего года обучения публикуются вне очереди при условии их полного соответствия требованиям, предъявляемым к научным публикациям.*

*Публикация статей в журнале бесплатная.*

*Авторы несут ответственность за направление в редакцию ранее уже опубликованных статей или статей, принятых к печати другими изданиями.*

*К статье должны быть приложены:*

- рецензия кандидата или доктора наук, специалиста в соответствующей области;*
- рекомендация кафедры (учреждения), где выполнена работа;*
- экспертное заключение от кафедры/учреждения, на которой/в котором выполнялась работа, подтверждающее возможность открытой публикации материала;*
- заявка (фамилия, имя, отчество автора, занимаемая должность, учёная степень и звание, полное наименование учреждения (организации), название серии и направления, телефоны и адрес, в том числе E-mail. Если статья написана коллективом авторов, сведения подаются по каждому из них отдельно, при этом фамилия основного автора выделяется полужирным начертанием).*

*Статьи направлять на адрес редакции. При получении статьи по электронной почте регистрация осуществляется только после подтверждения публикации на бумажном носителе.*

### АВТОРУ НАУЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НЕОБХОДИМО ПОМНИТЬ:

1. Комплект документов и статья в распечатанном виде в одном экземпляре на бумаге формата А4 и в электронном варианте отдельным файлом на CD-диске присылается по почте письмом ведущему редактору (Хохол Елене Герасимовне) по адресу: 225404, Брестская обл., г. Барановичи, ул. Войкова, 21. Авторы, проживающие в г. Барановичи, могут лично принести документы.

2. Технические показатели оформления статьи:

– объём статьи — 14 000—17 000 печатных знаков (не менее 0,35 учётно-издательского листа), считая пробелы, знаки препинания, цифры и т. п.;

– абзацный отступ — 10 мм; отступ для левого поля — 30 мм, верхнего, правого и нижнего — 20 мм; страницы не нумеруются, их номера проставляются карандашом на лицевой стороне листа внизу. Ориентация страниц — книжная; использование автоматических концевых и обычных сносок в статье не допускается; использование переносов не допускается; весь текст набирается шрифтом «Times New Roman»; шрифт основного текста 12 п., вспомогательного (аннотация, резюме, УДК, сведения об авторе, подписи рисунков, заглавия таблиц и их содержание, список цитируемых источников) — 10 п.; межстрочный интервал полуторный.

3. Содержание и оформление обязательных элементов статьи:

– индекс по Универсальной десятичной классификации (УДК);

– сведения об авторах;

– заглавие публикуемого материала;

– аннотация (оформляется по ГОСТ 7.9.-95 Система стандартов по информации, библиотечному и издательскому делу. Реферат и аннотация. Общие требования (средний объём — 500 печатных знаков));

– основной текст (выравнивание по ширине с выделением автором необходимых частей текста программными шрифтами («Полужирный», «Курсив»));

– резюме;

– таблицы (заголовок таблицы располагается по левому краю. Размер таблицы по ширине в масштабе журнальной полосы (не более 130 мм). Сквозная нумерация арабскими цифрами; если в статье одна таблица, она должна быть обозначена «Таблица 1». После номера перед заглавием таблицы необходимо поставить длинное тире. На все таблицы должны быть ссылки в тексте, при ссылке следует писать слово «таблица» с указанием номера);

– формулы (все формулы, а также все символы греческого алфавита и иные, используемые в формулах, в тексте должны быть набраны с помощью формульного редактора Word или MathType. Размеры формул по ширине не должны превышать 130 мм. При переносе части формулы на следующую строку в её начале повторяется знак математического действия, которым заканчивалась предыдущая строка. Занумерованные формулы выключаются в отдельную строку, номер формулы ставится у правого края. Нумеровать необходимо лишь те формулы, на которые имеются ссылки);

– рисунки (рисунки и графики предоставляются на отдельных листах, на обороте которых карандашом указан номер рисунка и имя файла электронной версии рисунка (формат jpg, выполнены в масштабе журнальной полосы (не более 130 мм), чёрно-белые); подписи к рисункам предоставляются на этих же отдельных листах. Рисунки, графики и диаграммы, подготовленные в MS Excel, не должны содержать цветных заливок и абрисов, заливок в градациях серого. Сквозная нумерация арабскими цифрами, после номера ставится длинное тире и указывается подпись. Если рисунок один, то он обозначается «Рисунок 1». На каждый рисунок необходимо давать ссылку полным словом с указанием номера);

– пристатейные библиографические списки (сведения об источниках следует располагать в порядке появления ссылок в статье и нумеровать арабскими цифрами с точкой с абзацного отступа ([1, с. 30], [2]), озаглавливать «Список цитируемых источников» и оформлять в полном соответствии с требованиями ГОСТ 7.1-2003 Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления).

4. Не допускается представление одного и того же результата в виде иллюстрации (графики, диаграммы и др.) и таблицы.

5. При наборе основного текста не допускается установление двух и более символов «пробел» подряд, абзацных и других отступов с помощью клавиши «Табуляция» или пробелов.

6. При наборе основного текста в обязательном порядке установить: 1) неразрывный пробел между фамилией и инициалами (В. А. Иванов), а также между общепринятыми сокращёнными словами типа и др.; 2) знаки дефис («-»), минус («-») и тире («—»).

7. Дополнительно, в соответствии с требованиями редакции, включить перечень принятых обозначений и сокращений, использованных в статье.

8. В конце статьи автору (авторам) необходимо поставить дату, подпись (подписи) и указать, что ранее статья опубликована не была.

## Образец оформления статьи

УДК

**В. В. Клубович**

Учреждение образования «Белорусский национальный технический университет», Минск

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ ДЕФОРМАЦИИ

Текст аннотации на русском языке.

**Ключевые слова:**

**Введение.** Текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст.

**Материалы и методы исследования.** Текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст.

**Организация исследования.** Текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст.

**Результаты исследования и их обсуждение.** Текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст.

**Заключение.** Текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст текст.

#### Список цитируемых источников

1. *Клубович, В. В.* Влияние ультразвуковых колебаний на характер распределения деформации при волочении / В. В. Клубович, Л. К. Конышев, А. С. Масаковская // *Металлургия : респ. межведом. сб. — Вып. 5. — Минск : [б. и.], 1974.*

Текст резюме на английском языке.

**Key words:**

## Образец заявки

Фамилия \_\_\_\_\_

Имя \_\_\_\_\_

Отчество \_\_\_\_\_

Занимаемая должность \_\_\_\_\_

Учёная степень \_\_\_\_\_

Учёное звание \_\_\_\_\_

Полное наименование учреждения (организации) \_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_

Название серии \_\_\_\_\_

Название направления \_\_\_\_\_

Шифр специальности в соответствии с номенклатурой специальностей научных работников Республики Беларусь (приложение к постановлению Высшей аттестационной комиссии Республики Беларусь с изменениями и дополнениями от 7 мая 2012 года № 3) \_\_\_\_\_

Номер контактного телефона \_\_\_\_\_

Адрес \_\_\_\_\_

E-mail \_\_\_\_\_

Skype \_\_\_\_\_

## RULES FOR AUTHORS

*Basic requirements for manuscripts: research novelty, topicality and information value of the material, brevity and clarity of its presentation.*

*The Editorial Board provides an additional review of papers and, if necessary, an independent (closed) expert examination.*

*The Editorial Board reserves the right to refuse papers whose contents do not meet the requirements; reasons for refusal will not be discussed. Manuscripts, whose execution does not meet the requirements, will not be examined.*

*If a manuscript is returned to its author for improvement, it does not mean that the material is accepted for publication. When the improved text is received, the manuscript will be examined by the Editorial Board once again.*

*The date of paper receipt is the date of the final manuscript version receipt.*

*Papers of postgraduate students and doctoral candidates are published out of order, if they are in full compliance with the requirements for scientific publications.*

*Papers are published in the journal free of charge.*

*Authors take responsibility for sending already published papers or papers accepted for publication by other editions.*

*Each paper must be accompanied by:*

- a review made by a candidate or a doctor of science, an expert in the relevant field;*
- a recommendation of the relevant department (institution);*
- an expert report of the relevant department/ institution confirming the possibility of an open publication the material;*
- an application (author's surname, name, patronymic, position, academic degree and title, full name of the institution (organization), name of the series and the topic area, phone numbers and address, including E-mail. If a paper is written by a group of authors, information about each of them is submitted separately and the main author's surname is highlighted in bold).*

*Papers should be sent to the Editorial Board address. If a paper is received by e-mail, it will be registered only after the submission of a hard copy.*

### AUTHORS OF SCIENTIFIC MATERIALS MUST REMEMBER:

1. A set of documents, one hard copy of the paper, format A4, and one soft copy of the paper recorded as a file on a CD-ROM should be sent by post to the leading editor (Khokhol Helena Gerasimovna) at the following address: 225404, Brest region, Baranovichi, 21 Voykov St. Authors from Baranovichi can bring their documents themselves.

2. Technical characteristics of the paper execution:

- paper size — 14,000—17,000 characters (not less than 0.35 publisher's sheet-copies) with punctuation marks, space characters, figures and etc.;*
- line spacing — 10 mm; margins: left — 30 mm, top, right and bottom — 20 mm. Pages should not be numbered, page numbers are written in pencil at the foot of the page face. Only portrait mode is accepted; neither ordinary nor final references are allowed in the paper; word hyphenations are not allowed; typeface — Times New Roman, main text — 12 fonts, additional text (annotation, summary, UDK, information about author, picture captions, table titles and content, list of sources) — 10 fonts; line spacing — one-and-a-half.*

3. Contents and execution of compulsory elements of a paper:

- index of the Universal Decimal Classification (UDC);*
- information about authors;*
- paper title;*
- annotation (executed according to the GOST 7.9.-95 System of standards on information, librarianship and publishing. Summary and annotation. General requirements (medium size — 500 characters));*
- main text (justified alignment, necessary elements of the text should be marked by special typefaces (“boldface”, “italics”));*
- summary;*
- tables (table title should be left-aligned. Table size should not exceed 130 mm in width; format of newspaper page. It should be numbered (Arabic numerals) through the list; if there is one table in the paper, it should be entitled “Table 1”. It's necessary to put “dash” after the number and before the table title. All the tables should have references in the text and be marked by the word “table” with a number;*
- formulae (all the formulae, all the Greek characters and others used in formulae should be typed in Word or MathType. Formula size should not exceed 130 mm in width. If a part of the formula is hyphenated, the following line should begin with the symbol of the previous mathematical operation. Numbered formulae are included in a separate line; formula number should be right-aligned. Only formulae with references should be numbered);*

– pictures (pictures and diagrams should be presented on separate sheets with the number of a picture and the name of a picture soft copy written in pencil on the back (soft copy in jpg, format of newspaper page (not more than 130 mm), black-and-white); picture captions should be indicated on the same sheets. Pictures, diagrams and graphs in MS Excel should not include color fills, contours, and fills in grey gradation. Pictures should be numbered (Arabic numerals) through the list, it's necessary to put “dash” and add a signature after the number. If there is only one picture, it should be entitled “Picture 1”. Every picture should have a reference (entire word) with a number;

– bibliographical lists (information about sources should be specified by order of references' appearance in the paper and numbered (Arabic numerals) with an indent point ([1, p. 30]), entitled “List of used resources” and executed in compliance with the GOST 7.1-2003 Bibliographic record. Bibliographic description. General requirements and rules of execution).

4. It isn't allowed to present the same result as a picture (a diagram, a graph or other) and as a table.

5. It isn't allowed to use in the main text two or more characters “dash” in succession; indents made by “Tabulation” or space bar.

6. It's necessary to insert in the main text: 1) inseparable blank between author's surname and initials (V. A. Ivanov), and also between generally used abbreviations etc.; 2) hyphens (“-”), minuses (“-”) and dashes (“—”).

7. In compliance with the requirements of the Editorial Board, it's necessary to add the list of used symbols and abbreviations.

8. The author(s) must put the date and the signature(s) at the end of the paper and state that this paper was not published before.

### Paper execution example

UDC

**Klubovich V. V.**  
Educational institution  
“Belarusian State Technological University”,  
Minsk, Belarus

#### STUDY OF THE ULTRASOUND INFLUENCE ON THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF DISSIMILAR MATERIALS WHILE DEFORMING

Annotation in Russian.

**Key words in Russian:**

**Preface.** Text text text text text text text text text text text text text text text text.

**Methodology and research methods.** Text text.

**Organization of the research.** Text text.

**Research results and their discussion.** Text text.

**Conclusion.** Text text text text text text text text text text text text text text text text.

#### List of sources

1. *Kalney, V. A.* Basics of professional work training methods / V. A. Kalney, V. S. Kapralova, V. A. Palnov; edit. by V. A. Poliakov. — M. : Prosveshchenie, 1987. — 191 p.

Summary in English.

**Key words:**

#### List of approved symbols and abbreviations

#### Application example

Surname \_\_\_\_\_  
Name \_\_\_\_\_  
Patronymic \_\_\_\_\_  
Position \_\_\_\_\_  
Academic degree \_\_\_\_\_  
Academic title \_\_\_\_\_  
Full name of the institution (organization) \_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
Series \_\_\_\_\_  
Topic area \_\_\_\_\_  
Telephone \_\_\_\_\_  
Address \_\_\_\_\_  
E-mail \_\_\_\_\_

*Научно-практический ежеквартальный журнал*

**Вестник БарГУ**

**Серия: ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ (Машиностроение и машиноведение.  
Процессы и машины агроинженерных систем)**

Заведующий РИО *Е. Г. Хохол*  
Технические редакторы: *В. В. Кукреш, А. Н. Охрименко*  
Корректор *С. А. Березнюк*  
Компьютерная вёрстка *В. В. Кукреш, А. Н. Охрименко*

Подписано в печать 25.06.2014.  
Формат 60 × 84 1/8. Бумага офсетная.  
Гарнитура Таймс. Отпечатано на ризографе.  
Усл. печ. л. 14,00. Уч.-изд. л. 7,61.  
Заказ 175. Тираж 100 экз.

ЛИ 02330/0552803 от 09.02.2010

Издатель: учреждение образования  
«Барановичский государственный университет»,  
225404, г. Барановичи, ул. Войкова, 21.

ЛП 02330/99 от 14.04.2014

Отпечатано в филиале № 1 ОАО «Красная звезда»,  
225409, г. Барановичи, ул. Советская, 80.

*Quarterly scientific and practical journal*

**BarSU Herald**

**Series: ENGINEERING SCIENCES (Mechanical and Theoretical Engineering,  
Processes and Machines of Agroengineering Systems)**

Head of the publishing department *E. G. Khokhol*  
Technical Editors: *V. V. Kukresh, A. N. Akhrymenka*  
Corrector *S. A. Bereznyuk*  
Computer-aided makeup *V. V. Kukresh, A. N. Akhrymenka*

Approved for printing 25.06.2014.  
Size 60 × 84 1/8. Offset paper.  
Typeface Times. Risograph printing.  
Conditional sheets 14,00. Publisher's signatures 7,61.  
Order 175. Circulation of 100 copies.

EDITORIAL LICENSE 02330/0552803 of 09/02/2010.

Editor and printing:  
Educational institution  
“Baranovichi State University”  
225404, Baranovichi, 21 Voykov St.