

ЭЛЕКТРОТЕХНИКА  
ЭНЕРГЕТИКА  
МАШИНОСТРОЕНИЕ

ЭЭМ – 2014

СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ  
I МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ  
МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ

В трех частях  
Часть 3. Секция МАШИНОСТРОЕНИЕ

г. Новосибирск, 2–6 декабря, 2014 г.

ELECTRICAL ENGINEERING. ENERGY  
MECHANICAL ENGINEERING

EEM – 2014

INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE  
OF YOUNG SCIENTISTS

In 3 Sections  
Section 3

Novosibirsk, December 2–6, 2014

НОВОСИБИРСК  
2014

УДК 621.3+621.31+621](063)  
Э 455

**Организаторы:**

Российский фонд фундаментальных исследований (РФФИ);  
Новосибирский государственный технический университет;  
Межвузовский центр содействия научной  
и инновационной деятельности студентов и молодых ученых  
Новосибирской области

**Organizers:**

Russian Foundation for Basic Research (RFBR);  
Novosibirsk State Technical University;  
Interuniversity Centre for the Promotion of research  
and innovation activities of students and young scientists  
of the Novosibirsk region

Э 455 **Электротехника. Энергетика. Машиностроение:** в 3 ч. :  
сборник научных трудов I Международной научной конференции  
молодых ученых / коллектив авторов. – Новосибирск : Изд-во  
НГТУ, 2014.

ISBN 978-5-7782-2543-5

Ч. 3. Секция «Машиностроение» / коллектив авторов. – 367 с.

ISBN 978-5-7782-2546-6 (ч. 3)

Председатель д-р техн. наук *В.Г. Буров*

Chairman of the Section Dr. *V.G. Burov*

Секретарь секции *О.Г. Ленивцева*

Secretary of the Section *O.G. Lenivtseva*

**УДК 621.3+621.31+621](063)**

ISBN 978-5-7782-2546-6 (ч. 3)  
ISBN 978-5-7782-2543-5

© Коллектив авторов, 2014  
© Новосибирский государственный  
технический университет, 2014

## **ПРОГРАММНЫЙ И ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТЫ**

### **Председатель программного и организационного комитетов**

*Пустовой Николай Васильевич*, доктор технических наук, профессор, ректор НГТУ

### **Заместители председателя**

*Вострецов Алексей Геннадьевич*, доктор технических наук, профессор, проректор по научной работе НГТУ

*Батаев Анатолий Андреевич*, доктор технических наук, профессор, проректор по учебной работе НГТУ

*Гурова Елена Геннадьевна*, кандидат технических наук, доцент кафедры электротехнических комплексов, директор Центра научно-технической работы студентов, директор АНО «Межвузовский центр содействия научной и инновационной деятельности студентов и молодых ученых»

### **Программный комитет**

*Буров Владимир Григорьевич*, доктор технических наук, профессор, декан механико-технологического факультета

*Сидоркин Юрий Михайлович*, кандидат технических наук, доцент, декан факультета энергетики

*Щуров Николай Иванович*, доктор технических наук, профессор, декан факультета мехатроники и автоматизации, заведующий кафедрой электротехнических комплексов

## **Организационный комитет**

*Алиферов Александр Иванович*, доктор технических наук, профессор кафедры автоматизированных электротехнологических установок

*Белоглазов Алексей Владимирович*, кандидат технических наук, доцент кафедры электрических станций

*Гуров Михаил Геннадьевич*, инженер ОАО «Швабе-Приборы» (ЦКБ «Точприбор»)

*Дымов Илья Сергеевич*, заместитель руководителя Студенческого научного общества НГТУ

*Иванов Владлен Владимирович*, руководитель Студенческого научного общества НГТУ

*Ленивцева Ольга Геннадьевна*, аспирант кафедры материаловедения в машиностроении

*Макаров Станислав Владимирович*, ассистент кафедры электротехнических комплексов

*Стрельникова Дарья Максимовна*, инженер Центра научно-технической работы студентов

*Федорова Наталья Борисовна*, ведущий инженер-программист Центра научно-технической работы студентов

---

---

# Секция МАШИНОСТРОЕНИЕ

---

---

## Подсекция 1. МЕХАНИКА И ТЕХНОЛОГИИ

### ЭКСПРЕСС-ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ АНАЛИЗА ДАННЫХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

**М.И. Абашин, А.Л. Галиновский, М.В. Хафизов**

*Московский государственный технический университет  
имени Н.Э. Баумана, г. Москва, texhelp@list.ru*

В статье рассматривается возможность решения проблемы экспресс-выбора рациональных режимов гидроабразивного резания материалов на основе данных акустической эмиссии. Проведено моделирование процесса гидроабразивного резания методом конечных элементов. Показано наличие оптимального по производительности режима гидроабразивного резания. Получены данные соответствующего эксперимента на гидроустановке и сопоставлены с результатами моделирования. Показано наличие корреляции между производительностью гидроабразивного резания и акустическим сигналом.

Article reflects the possibility to solve the problem of choosing waterjet cutting optimum conditions, based on the acoustic emission data. Modeling of waterjet cutting process by finite-element method is carried out. The existence of optimum point in the waterjet cutting performance is showed. Corresponding experiment data is gathered and compared with the simulation results. Correlation between the waterjet cutting performance and the acoustic emission data is showed.

К числу универсальных и эффективных способов обработки материалов в современном машиностроении относится технология гидроабразивного резания (ГАР).

При малом значении концентрации абразива в рабочей жидкости (воде) режущая способность струи будет невелика, несмотря на ее достаточно большую скорость. По мере увеличения режущая способность струи и, следовательно, производительность обработки будут возрастать. При этом, согласно закону сохранения количества движения (импульса), скорость струи уменьшится, так как часть ее кинетической энергии будет расходоваться на разгон частиц абразива до некоторой результирующей скорости движения абразивно-жидкостного потока (струи). Дальнейшее увеличение концентрации абразива, т. е. рост присоединенной (дополнительной) массы абразивных частиц к массе исходной жидкости, в конечном счете приведет к существенному торможению струи. В этом случае произойдет снижение скорости частиц, определяющих эффективное разрушение обрабатываемого материала.

Следовательно, существует такое значение концентрации абразива  $c_{opt}$ , при котором имеет место максимальная производительность процесса гидроабразивного разрушения материала заготовки. Схематично изменение производительности как функции концентрации абразива  $c$  представлено на рис. 1.

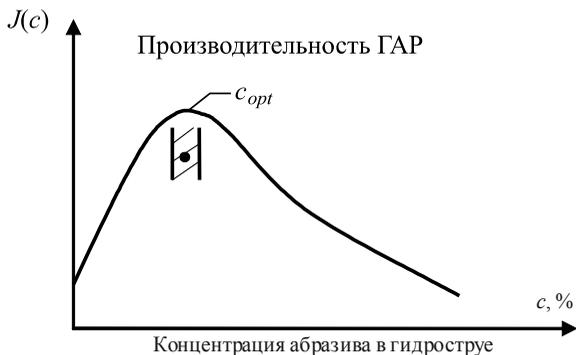


Рис. 1. Предполагаемая теоретическая кривая зависимости производительности резания от концентрации абразива в струе

С целью анализа влияния (массовой или объемной) концентрации абразива в воде и подтверждения предложенных феноменологических представлений о наличии физически оптимального режима ГАР было проведено численное моделирование методом конечных элементов с

использованием системы ANSYS. Рассматривалась задача взаимодействия гидроабразивной струи с преградой для ряда случаев, отличающихся наличием в гидроструе различного количества абразивных зерен, т. е. разного значения  $c$ .

Исходя из полученных результатов моделирования, можно сделать вывод, что увеличение концентрации абразива приводит не только к снижению скорости гидроабразивного потока, но и к нежелательному взаимодействию частиц абразива, тормозящему динамический процесс ГАР.

Также были проведены соответствующие эксперименты на гидроустановке. Результаты сопоставительного анализа теоретических зависимостей и экспериментальных данных подтверждают выдвинутые предположения о наличии оптимального значения концентрации абразива (рис. 2).

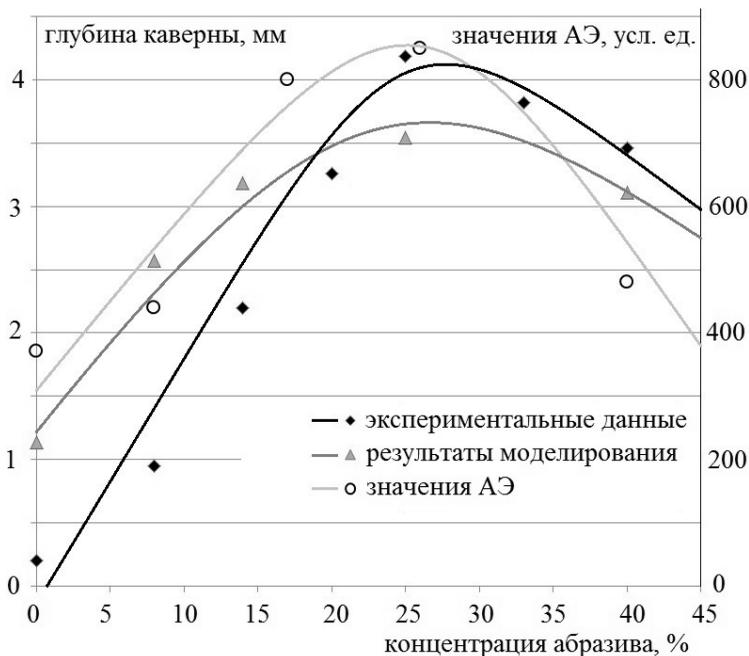


Рис. 2. Графики сопоставления результатов моделирования производительности гидроабразивного резания с данными эксперимента и полученными значениями сигнала АЭ

Для оценки возможности экспресс-диагностики процесса гидроабразивного резания при помощи данных акустической эмиссии (АЭ) был проведен эксперимент. Перед обработкой стальной пластины на поверхность мишени был установлен акустический датчик, и во время резания для каждой из концентраций абразива при помощи четырехканального осциллографа АКИП-4110/1 записывался сигнал. Мощность сигнала оценивалась по критерию MARSE (площадь под кривой амплитуды). Графики сопоставления полученных значений сигнала с данными по производительности обработки и результатами моделирования представлены на рис. 2.

Корреляция между значениями АЭ и производительностью резания составила 0,795. Также видно весьма точное совпадение значения концентрации, при которой наблюдаются максимумы производительности и акустического сигнала.

*Данное исследование проводилось в рамках гранта РФФИ № 12-08-33022 мол\_a\_вед «Разработка теоретических основ гибридной диагностики материалов и технологических покрытий».*

## **ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ УТИЛИЗАЦИИ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЙ ПРОДУКЦИИ**

**А.А. Акулова**

*Механико-машиностроительный институт Уральского федерального университета, г. Екатеринбург, pblba90@mail.ru*

В большинстве европейских стран перерабатывающая промышленность выделилась в самостоятельную отрасль, которая приносит доход и значительно экономит материальные и энергоресурсы. Формирование такой отрасли в России до сих пор не произошло. Одной из причин является коммерческая неэффективность перерабатывающих предприятий. Поэтому создание правильно функционирующей перерабатывающей отрасли требует инновационных разработок в области технологического обеспечения завершающего этапа жизненного цикла.

In most of European countries, the recycling industry exists as an independent branch, which generates income and saves material and energy. The formation of such industry in Russia has not yet happened. One of the reasons is a commercial inefficiency of the processing enterprises. Therefore, the creation of a well-functioning processing industry requires innovation in the field of technological support the final phase of the life cycle.

В борьбе за повышение эффективности машиностроительные предприятия стремятся оптимизировать процессы на протяжении всего жизненного цикла изделия. Одновременно протекающие тенденции к сокращению производственного цикла и усложнению машиностроительной продукции привели к необходимости рационализации не только процессов непосредственно производства (внутри предприятия), но и этапов эксплуатации и утилизации. Правильная утилизация отходов не только защищает от загрязнения окружающую среду, но и является источником сырья и материалов, которые можно использовать вторично [1].

Утилизация – один из этапов жизненного цикла, необходимый для высокотехнологичных, габаритных продуктов, в составе которых есть драгметаллы и другие редкие материалы, вредные или опасные вещества, направленный на экологически и экономически рациональное использование изделия.

Металлоемкость производимой в Уральском регионе продукции предполагает создание в первую очередь эффективной системы по переработке металлов. Использование в производственном процессе вторичных металлов существенно снижает нагрузку на окружающую среду, позволяет сэкономить материальные ресурсы и энергию. Сравнительные данные представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

**Сравнительное воздействие на окружающую среду  
производства 1000 т стали [2]**

Факторы, влияющие на окружающую среду	Выплавка стали		Экономия, %
	из руды	из отходов	
Использование первичного сырья, т	2278	250	90
Расход воды, м <sup>3</sup>	62 750	32 600	40
Количество веществ, загрязняющих атмосферу, т	121	17	86
Отходы горнопромышленных работ, т	2828	63	97

Первым этапом технологического процесса можно считать измельчение отходов до определенной фракции, чаще всего для этих целей используют различные машины. Использование того или иного типа машин обусловлено желаемым размером получаемых частиц и видом разрушения. Основные рекомендации описаны в табл. 2.

**Варианты использования измельчающих установок**

Задача	Вид напряжений	Измельчающая машина
Дробление	Напряжения сдвига и среза	Роторные ножи, мельница, гильотинные ножницы
	Напряжения растяжения	Шредер (ротор с ударными молотками), кулачковый ротор
	Изгибающие напряжения	Реечная дробилка
Окончательное измельчение	Напряжения среза	Режущая мельница
	Напряжения излома	Кулачковая мельница
	Напряжения растяжения и разрыва	Стержневой измельчитель
	Напряжения сдвига	Гидроразбиватель

При переработке металлов машиностроительной продукции необходимо на должном уровне обеспечить процессы сортировки, сепарации, очищения от масел и различных покрытий. Видовая сортировка позволяет производить из отходов высококачественные вторичные материалы.

Особенность машиностроительной продукции на современном этапе развития заключается в том, что большая часть изделий изготавливается с применением различных видов металлов, легированных сплавов, напылений. Это значительно усложняет выбор оборудования и технологического процесса переработки металла до получения первичных свойств. Использование комплексно нескольких видов оборудования значительно усложняет и удорожает технологический процесс переработки. Существующее оборудование и имеющиеся технологии не дают решения проблемы разделения и переработки высоколегированных сплавов, которые являются наиболее ценными и дорогостоящими в настоящее время.

На основании этого можно сделать вывод о необходимости разработки новых комплексных технологий и оборудования для обеспечения процессов переработки, которые могли бы обеспечить потребности современного производства, удовлетворяя при этом экологические нормы и создавая экономический эффект. Использование энергосберегающего оборудования и энергосберегающих технологий ведет к уменьшению потребления электроэнергии и обеспечивает дополнительные преимущества, такие как конкурентоспособность, рентабельность и др. Реше-

ние данной проблемы ставит перед учеными и исследователями новые задачи по созданию инновационных технологий и разработке наукоемких процессов.

Таким образом, на стадии утилизации жизненного цикла машиностроительной продукции основными этапами технологического процесса являются: прессование, дробление и видовая сепарация материалов с помощью магнитных, радиометрических, гидро- и аэродинамических способов. Использование вторичных металлов имеет важное экономическое и экологическое значение и требует разработки универсальных технологий и оборудования, введения в технологическую документацию раздела по утилизации изделия.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Eigner M., Stelzer R.* Product Lifecycle Management. – Berlin; Heidelberg: Springer, 2012.
2. *Bobovich B.B.* Utilization of cars and car parts: textbook. – М.: MGIU, 2010. – 318 p. (In Russian)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОДОБАВОК НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ

**И.И. Афиногенова, В.В. Ларичкин**

*Новосибирский государственный технический  
университет, г. Новосибирск, larichkin@craft.nstu.ru*

В работе исследовано влияние нанодобавки порошка SiO<sub>2</sub> на адгезионные свойства бесцветного лака. Установлено, что при введении добавки в количестве от 0,005 до 0,5 массовых процентов адгезия увеличивается в 1,7 и более раз. Наибольшее значение адгезионной прочности наблюдается при содержании нанодобавки 0,5 массового процента. При этом адгезия увеличивается в 4,3 раза.

In this paper the adhesion properties of clear varnish have been investigated in case of SiO<sub>2</sub> nanopowder component. It is established that the supplementing of nanopowder from 0.005 to 0.5 mass percent leads to adhesion increasing by 1.7 times or more. Maximal adhesion value has been observed in the case when the varnish contains 0.5 mass percent of nanopowder. In this case, the adhesion is increased by 4.3 times.

В настоящее время лакокрасочные материалы широко применяются в машиностроении для получения защитных, декоративных и электроизоляционных покрытий на изделиях, изготовленных из металлов и неметаллических материалов.

Современный уровень развития машиностроения обуславливает необходимость применения новых лакокрасочных материалов с улучшенными свойствами (коррозионная стойкость, износостойкость и др.)

Одним из перспективных направлений решения этой задачи является исследование влияния наномодифицирующих добавок на свойства лакокрасочных материалов.

Впервые модификация лакокрасочных материалов наноразмерным порошком диоксида кремния марки Таркосил Т-20 была проведена на красках заводского изготовления [1]. Оказалось, что добавка эффективна в концентрациях от 0,01 до 5 % (по массе).

Целью работы было исследование изменения адгезионных свойств бесцветного лака ХВ-784 при добавке наноразмерного порошка Таркосил Т-20 в различных соотношениях.

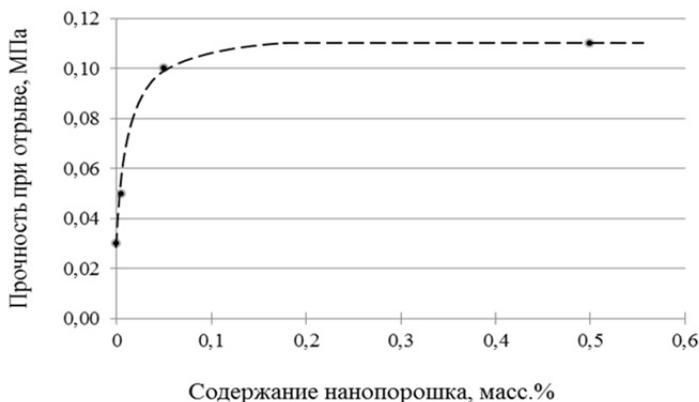
Лак ХВ-784 представляет собой лакокрасочный материал на основе поливинилхлоридной смолы с добавлением органических растворителей и пластификатора. Его рекомендуется применять в комплексе с эмалью ХВ-785 для защиты в составе системных многослойных покрытий предварительно загрунтованных поверхностей оборудования, металлических конструкций, а также бетонных и железобетонных строительных конструкций, эксплуатируемых внутри помещений, от воздействия агрессивных газов ( $\text{SO}_2$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{Cl}_2$ ), кислот (серной, фосфорной, соляной), растворов солей и щелочей при температуре не выше 60 °С.

Таркосил Т-20, реализуемый ООО «Бардаханов», – это твердое порошкообразное вещество, состоящее из наноразмерных частиц диоксида кремния с диаметром от 30 до 50 нм и удельной поверхностью 130 м<sup>2</sup>/г.

В экспериментах введение заданной массы порошка в лакокрасочное покрытие осуществлялось вручную с последующим перемешиванием мешалкой с электроприводом в течение двух минут. После чего модифицированный лак наносился кистью на стандартные образцы, которые после сушки подвергались испытаниям на адгезионную прочность.

Испытания проводились согласно ГОСТ 7313-75 [2] с использованием адгезиметра, отвечающего требованиям ISO 4624:2002.

Результаты исследований представлены на рисунке.



Изменение адгезионной прочности лакового покрытия в зависимости от содержания в материале нанопорошка  $\text{SiO}_2$

Видно, что при введении в лак разного количества наномодифицирующей добавки диоксида кремния адгезия улучшается по сравнению с лаковым покрытием, не содержащим добавки. При добавлении всего лишь 0,005 масс.% адгезия увеличивается в 1,7 раза, при содержании 0,05 масс.% и 0,5 масс.% – 3,7 и 4,3 раза соответственно. Важно отметить, что начиная с 0,05 масс.% адгезионная прочность лакового покрытия хотя и повышается с увеличением массы порошка, но незначительно. Поэтому, учитывая относительно высокую стоимость нанопорошка, его применение в лакокрасочной промышленности будет экономически целесообразным при массовом проценте его содержания менее 0,1 масс.%.

Таким образом, нет сомнений, что для того чтобы повысить адгезионную прочность лакокрасочных материалов, можно использовать наномодифицирующую добавку диоксида кремния.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Номоев А.В., Лыгденов В.Ц. Повышение износостойкости перхлорвиниловой краски нанопорошком диоксида кремния // Вестник Восточно-Сибирского государственного технологического университета. – 2010. – № 3. – С. 20–23.
2. ГОСТ–731375. Эмали ЧВ–785 и лак ХВ–784. Технические условия. – Введ. 1976–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1975. – 10 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ГОРЯЧЕГО ЦИНКОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТОЛЩИНУ ПОКРЫТИЯ НА КРЕПЕЖНЫХ ИЗДЕЛИЯХ

**О.С. Бондарева**

*Самарский государственный аэрокосмический университет  
им. академика С.П. Королева, г. Самара, osbond@yandex.ru*

## **Введение**

Горячее цинкование в расплаве широко используется для защиты от коррозии изделий различных видов. В ряде случаев необходимо получить покрытие минимальной толщины. Например, при цинковании метизов слишком толстое цинковое покрытие требует дополнительных операций по повторной нарезке резьбы, которые приводят к скалыванию покрытия, потере коррозионной стойкости и, следовательно, браку всего изделия [1].

Строение и состав покрытий зависит от многих факторов [1]. Согласно диаграмме состояния Fe-Zn при стандартной температуре цинкования 453 °С в покрытии могут образовываться следующие фазы:  $\alpha$ -фаза (68...100 % Fe),  $\Gamma$ -фаза (18,0...31,0),  $\Gamma_1$ -фаза (18,9...24 % Fe),  $\delta$ -фаза (8,1...13,8 % Fe),  $\zeta$ -фаза (4,7...7,1 % Fe) и  $\eta$ -фаза (до 4,7 % Fe) [2, 3].

Из всех фаз наибольший интерес представляют  $\delta$  и  $\zeta$ -фазы – основные составляющие цинкового покрытия. Фаза  $\delta$  – плотная, без пор и трещин, а  $\zeta$ -фаза обычно имеет ярко выраженную столбчатую структуру. Иногда  $\zeta$ -фаза бывает очень дисперсной, ее кристаллы принимают форму расходящихся ветвей и внедряются в вышележащий слой  $\eta$ -фазы. Такие особенности строения делают  $\zeta$ -фазу очень хрупкой. Кроме этого, рост общей толщины цинкового покрытия определяется ростом фазы  $\zeta$  [4].

Поэтому при цинковании стали в расплаве цинка стараются подбирать такие технологические параметры, чтобы доля  $\zeta$ -фазы в покрытии была как можно меньше.

Вероятность образования различных железо-цинковых фаз зависит в основном от температуры цинкования, состава стали, подвергаемой цинкованию, а также от других факторов [5].

Температура расплава – ключевой параметр в горячем цинковании. Он оказывает определяющее значение на толщину, структуру и фазовый состав покрытия. В связи с этим особенный интерес представляет собой

так называемая технология высокотемпературного цинкования, так как она позволяет получить более тонкие покрытия, состоящие в основном из  $\delta$ -фазы, обеспечивающей наилучшее качество изделий. [6].

Исследований, посвященных высокотемпературному цинкованию, немного. В основном они проводились за рубежом [6–8].

Целью данной работы было изучение влияния температурного режима цинкового расплава на толщину и фазовый состав цинкового покрытия на крепежных изделиях.

### **Материалы и методы**

Для исследования были отобраны крепежные изделия: болт М16 и заготовка гайки М18 (производства ОАО «УМЕКОН»). Химический состав стали был определен на оптико-эмиссионном анализаторе Foundry-Master XPR. Содержание кремния – элемента, оказывающего наиболее сильное влияние на качество покрытия, – составило 0,22 % [9–11]. Такое содержание кремния не вызывает резкого роста толщины цинкового покрытия.

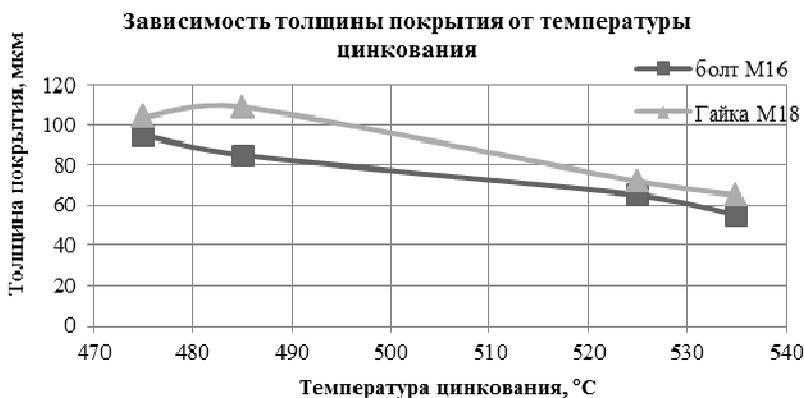
Каждая партия изделий прошла предварительную химическую подготовку поверхности по обычной заводской технологии. Образцы обезжиривались в течение 15 мин в щелочном очистителе с последующим травлением в 100...200 г/л HCl в течение 5 мин. Далее листы погружали в проточную ванну, состоящую из 500 г / л 25/75 масс.% ZnCl<sub>2</sub> / NH<sub>4</sub>Cl солевого раствора, который выдерживали при 80 °С. Офлюсованные листы сушили в течение 30 мин при 70 °С в сушильном шкафу [12].

Цинкование проводилось на автоматической линии цинкования метизов. Каждая партия изделий подверглась оцинкованию при 475 °С, 485, 525 и 535 °С. Время выдержки в расплаве – 2 мин.

Измерения толщины цинкового покрытия проводились с помощью толщиномера «Константа К-5». Толщина покрытия на резьбовых крепежных деталях замерялась на гранях и усреднялась из шести единичных замеров по каждому изделию. Толщина покрытия на резьбовой части болтов измерялась при помощи металлографического микроскопа Axiovert 40 MAT. Микроструктуру цинкового покрытия образцов исследовали при помощи электронного микроскопа TESCAN Vega SB. Определение элементного состава отдельных фаз осуществлялось с помощью энергодисперсионного детектора микрорентгеноспектрального анализа INCAx-act.

## Результаты и обсуждение

Исследования показали, что в диапазоне температур 475...535 °С толщина покрытия уменьшается с увеличением температуры и достигает своего минимума при 535 °С (рис. 1). При 535 °С толщина составляет около 60 мкм независимо от вида изделия.



*Рис. 1.* Зависимость толщины покрытия от температуры цинкования

Микрофотографии, приведенные на рис. 2, иллюстрируют строение покрытия, полученного при температуре 475 °С (а) и 535 °С (б).

Покрытие при температуре 475 °С имеет ярко выраженную неравномерную толщину. Основная доля покрытия представлена крупными кристаллитами, которые выходят на поверхность покрытия (рис. 2, а). Можно предположить, что это кристаллиты  $\zeta$ -фазы. При температуре 535 °С толщина покрытия равномерная. Структура покрытия однородная, без пор и четко выраженных границ фаз, однако имеет микротрещины (рис. 2, б).

На микрофотографии, сделанной на электронном микроскопе (рис. 3), представлена микроструктура цинкового покрытия на резьбе, полученного при температуре 535 °С.

Как видно на рис. 3, покрытие имеет хорошее сцепление с основой, границы фаз не выражены; поры, трещины, включения отсутствуют. Для определения фазового состава покрытия, полученного при температуре 535 °С, использовался метод энергодисперсионного рентгено-спектрального микроанализа.

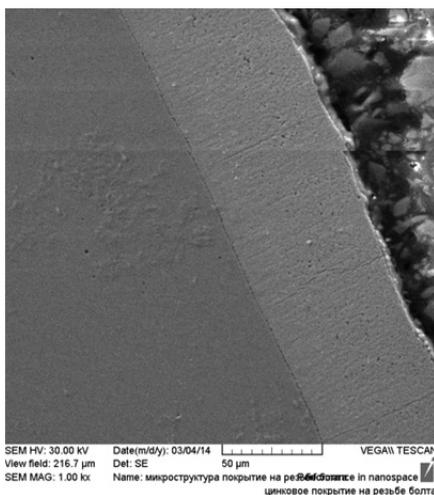


*a*



*б*

*Рис. 2.* Микроструктура цинкового покрытия при 475 °С (*a*) и 535 °С (*б*)



*Рис. 3.* Микроструктура цинкового покрытия при температуре 535 °С. Увеличение  $\times 1000$

Исследование проводилось сканированием пучка электронов по полосе шириной 5 мкм в трех зонах: у внешнего края покрытия, в его середине и рядом со стальной основой.

Полученные результаты микроанализа сравнивались с химическим составом интерметаллидных Fe-Zn фаз, после этого делался вывод о фазовом составе исследуемого покрытия [13].

Результаты измерений приведены в табл. 1.

Таблица 1

**Содержание Fe в покрытии в ат. % при температуре 535 °С**

Место измерения	Содержание Fe в покрытии в ат. %	Фаза
Рядом со стальной основой	12,1	δ
Середина покрытия	7,62	Смесь δ и ζ
Внешний край покрытия	7,23	Смесь δ и ζ

В соответствии с диаграммой состояния Fe-Zn фаза ζ имеет область гомогенности в узком диапазоне содержания железа (4,7...7,1 ат. %), фаза δ существует в диапазоне 8,1...13,8 ат. % железа. Поэтому можно предположить, что при содержании железа от 7,1 до 8,1 % покрытие состоит из смеси фаз δ и ζ [14, 15].

На основе полученных результатов можно сделать вывод, что покрытие имеет минимальную толщину, когда состоит из δ-фазы и из смеси фаз δ и ζ и не содержит ζ-фазу в чистом виде.

Внешний вид покрытия оценивался визуально наблюдением условий пп. 3.4 и 4.1 ГОСТ 9.307–89. Во всем диапазоне исследуемых температур покрытие сплошное, наплывы и крупинка гартцинка отсутствуют. Поверхность покрытия изделий, оцинкованных при температуре 475 °С, имеет шероховатость, на некоторых изделиях присутствуют оксидные включения, цвет покрытия серебристо-блестящий. Изделия, оцинкованные при температуре 535 °С, имеют покрытие ровное, гладкое, цвет покрытия матовый от светло-серого до серого, что является более предпочтительным.

Испытания на прочность сцепления покрытия с основным металлом на всех образцах проводились методом нагрева по п. 4.4.3. ГОСТ 9.307–89. Испытания показали удовлетворительную прочность сцепления (вздутия, отслаивания покрытия отсутствуют).

Таким образом, для получения на крепежных изделиях качественного цинкового покрытия минимальной толщины рекомендуется поддерживать температуру расплава цинка  $535 \pm 2$  °С.

### **Выводы**

1. Исследования цинкового покрытия на крепежных изделиях показали, что в диапазоне температур 475...535 °С толщина покрытия уменьшается с увеличением температуры и достигает своего миниму-

ма при 535 °С. При 535 °С толщина составляет около 60 мкм независимо от вида изделия.

2. Микроструктура покрытия, сформированного на резьбовой части болта при температуре 535 °С, не имеет четко выраженных границ фаз, пор, включений. При минимальной толщине покрытие состоит из смеси  $\delta$  и  $\zeta$  фаз и не содержит  $\zeta$ -фазу в чистом виде.

3. Внешний вид покрытия на метизах после цинкования при различных температурах имеет значительные различия. При температуре расплава 475 °С формируется шероховатое блестящее покрытие серебристого цвета. При температуре расплава 535 °С формируется гладкое матовое покрытие серого цвета, что является более предпочтительным.

4. Для получения тонкого качественного покрытия на крепежных изделиях рекомендуется поддерживать температуру расплава цинка  $535 \pm 2$  °С.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Reuter M.* The effect of galvanizing on Zn layer formation during galvanizing of high-strength screws // *Stahlbau*. – 2001. – Vol. 70, iss. 7. – P. 487–491. – doi: 10.1002/stab.200101680.

2. Phase Diagrams of binary metallic systems: Handbook: in 3 vol.: vol. 2 / ed. by Lyakishev N.P. – Moscow: Engineering, 1997. – 1024 p. – ISBN: 5-217-01569-1. (In Russian)

3. Diagrams. – [Ohio], USA: ASM International, The Materials Information Company. – 874 p. – ISBN: 0-87170-381-5.

4. *Burton B.P., Perrot P.* Fe-Zn (Iron-Zinc). ASM Handbook. Vol. 3. Alloy phase diagrams. – [Ohio], USA: ASM International, The Materials Information Company, 1992.

5. *Proskurkin E.V., Popovich V.A., Moroz A.T.* Hot-dip galvanizing: Handbook. – 1st ed. – Moscow: Metallurgy, 1988. – 528 p. – ISBN 5-229-00112-7. (In Russian)

6. *Verma A.R.B., Van Ooij W.J.* High-temperature batch hot-dip galvanizing. Pt. 1. General description of coatings formed at 560 °C // *Surface and Coatings Technology*. – 1997. – Vol. 89, iss. 1–2. – P. 132–142. – doi:10.1016/S0257-8972(96)02941-6.

7. *Bondareva O.S., Melnikov A.A., Amosov A.P.* Influence of hot-dip galvanizing temperature on formation of zinc coating on a steel with a high silicon content // *Advances in Environmental Biology*. – 2014. – Vol. 8, iss. 10. – P. 943–948.

8. *Mooney T.* Galvanizing high silicon steel // *Metal Finishing*. – 1997. – Vol. 95, iss. 5. – P. 63. – doi: 10.1016/S0026-0576(97)93556-X.

9. *Che C., Kong J. Lu G., Xu Q.* Role of silicon in steels on galvanized coatings // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2009. – Vol. 22, iss. 2. – P. 138–145. – doi: 10.1016/S1006-7191(08)60081-2.

10. *Foct J., Perrot P., Reumont G.* Interpretation of the role of silicon on the galvanizing reaction based on kinetics, morphology and thermodynamics // *Scripta Metallurgica et Materiala*. – 1993 – Vol. 28, iss. 10. – P. 1195–1200. – doi: 10.1016/0956-716X(93)90453-Y.

11. *Tang N.Y.* Control of silicon reactivity in general galvanizing // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. – 2008. – Vol. 29, iss. 4. – P. 337–344. – doi: 10.1007/s11669-008-9321-0.

12. *Handbook of hot-dip galvanization* / ed. by P. Maass, P. Peissker. – 1st ed. – Weinheim, Germany: Wiley-VCH, 2011. – 494 p. – ISBN: 978-3-527-32324-1.

13. *Frank E., Dubois M., Kim J.S.* Zinc-based steel coating systems. Minerals, metals & materials society. – San Antonio, Texas, 1998. – 362 p. – ISBN: 0873394003.

14. Dissolution kinetics of iron in liquid zinc / M.L. Giorgi, P. Durighello, R. Nicolle, J.B. Guillot // *Journal of Materials Science*. – 2004. – Vol. 39, iss. 18. – P. 5803–5808. – doi: 10.1023/B:JMSC.0000040092.27463.45.

15. *Su X.P., Tang N.Y., Toguri J.M.* Thermodynamic evaluation of the Fe-Zn system // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2001. – Vol. 325, iss. 1–2. – P. 129–136. – doi: 10.1016/S0925-8388(01)01273-7.

## **ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛЕЙ СКОРОСТЕЙ И ДАВЛЕНИЙ ВНУТРИ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ ПЫЛЕУЛОВИТЕЛЕЙ**

**Ю.И. Булыгин, Л.Н. Алексеенко, Д.А. Корончик**

*Донской государственный технический университет  
г. Ростов-на-Дону, bulyur\_rostov@mail.ru*

Раскрыты закономерности формирования полей скоростей и давлений внутри циклонных аппаратов. Проведена адаптация стандартной  $k$ - $\varepsilon$ -модели турбулентности для исследования аэродинамических процессов в центробежных пылеуловителях. Показана высокая степень адекватности полученных результатов. С помощью предлагаемой модели, учитывающей завихрения потоков воздуха, описаны процессы, формирующие поля скоростей и давлений в теле циклонных аппаратов.

There have been revealed patterns of velocity and pressure fields formation inside the cyclone apparatus. Also there has been adapted standard  $k$ - $\varepsilon$  turbulence model for the study of aerodynamic processes in centrifuge

gal dust collector. The high degree of adequacy of the results is shown. Using the proposed model, taking into account vortex air flows processes forming the velocity and pressure fields in the body of cyclone apparatuses are described.

## Введение

Повышение эффективности пылеулавливания отходящих газов технологических процессов машиностроительных производств за счет создания усовершенствованных конструкций центробежных пылеуловителей является актуальной задачей инженерной экологии.

### Экспериментальные исследования аэродинамических параметров циклонных аппаратов

На рис. 1 представлено изменение тангенциальных и вертикальных составляющих скоростей (рис. 1, а и б), полного и статического давления (рис. 1, в), замеренное Тер-Линденом [1] в нескольких поперечных сечениях циклона. Во всех сечениях в периферийной части потока наблюдается увеличение тангенциальной составляющей скорости по радиусу по мере удаления от стенок циклона, причем форма кривой

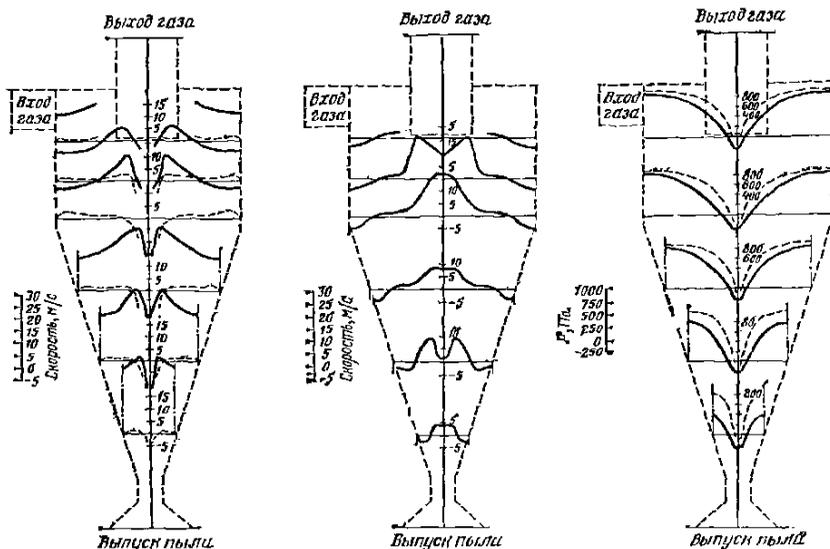


Рис. 1. Экспериментально полученные поля скоростей и давлений в теле центробежного пылеуловителя

распределения скоростей близка к гиперболе. Давление падает по радиусу к центру циклона, достигая минимума на оси вращения. Наличие радиального градиента давления обуславливает возникновение в циклонах вторичных циркуляционных течений, влияющих на эффективность пылеулавливания. Верхняя ветвь вихря является кратчайшим путем для выноса пыли в выхлопную трубу. Для ослабления этого влияния увеличивают глубину погружения выхлопной трубы. Исследования, проведенные ранее, показали, что с увеличением глубины погружения выхлопной трубы действительно наблюдается повышение эффективности, связанное, по-видимому, с уменьшением выноса вторичным течением пыли, не успевшей при меньшем погружении за короткое время формирования вращающегося потока перейти из слоев воздуха, опускающихся вдоль выхлопной трубы, в более удаленные слои. При дальнейшем погружении эффективность вновь падает. Этот эффект был использован авторами при создании новой конструкции циклона с обратным конусом и регулируемыми параметрами [2].

### **Математическое и компьютерное моделирование аэродинамических процессов в циклонных аппаратах**

Для более детального изучения процессов внутри циклонного аппарата была создана компьютерная модель циклонного аппарата в программе SolidWorks. SolidWorksFlowSimulation является модулем гидродинамического анализа и теплопередачи в среде SolidWorks, использующим стандартную  $k-\varepsilon$ -модель турбулентности. Основными уравнениями, описывающими процессы внутри циклонного аппарата, являются уравнения неразрывности (сохранения массы), импульса и переноса энергии (теплоты).

### **Результаты модельных расчетов аэродинамических параметров внутри циклона ЦН-15-300**

При поступлении воздушного потока через входной патрубок со скоростью 20 м/с наблюдаем довольно сложную картину вихревых движений. На рис. 2 показаны результаты расчета сформировавшихся полей скоростей в вертикальном «срезе» внутри циклона – как тангенциальные скорости (рис. 2, *а*), так и полные давления в аппарате (рис. 2, *б*). Следует заметить, что вторичные вихревые потоки, которые видны на рис. 2, качественно аналогичны спектрам вторичных потоков, экспериментально полученным Тер-Линденом. Анализ результатов расчетов показывает, что экспериментальные данные, описанные в [1], подтверждаются.

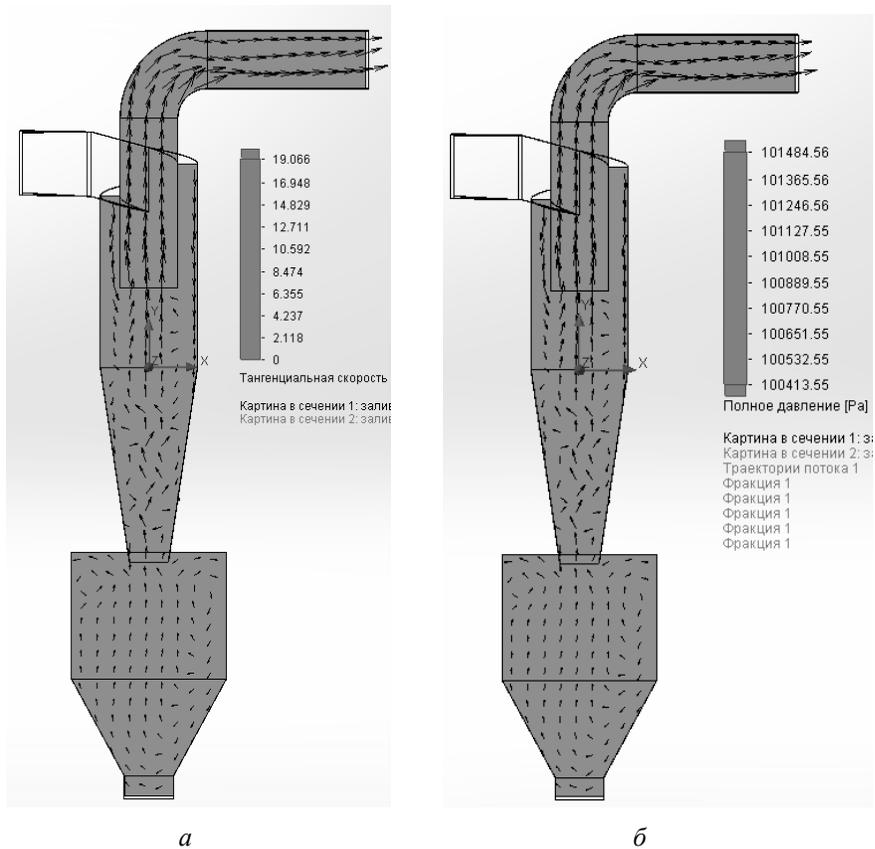


Рис. 2. Расчетные поля скоростей и давлений в теле центробежного пылеуловителя

## Выводы

С помощью предлагаемой модели описаны процессы, формирующие поля скоростей и давлений в теле циклонных аппаратов. Знание закономерностей формирования полей скоростей и давлений внутри циклонных аппаратов позволит в дальнейшем более корректно описывать процессы пылеулавливания в таких аппаратах и определить их эффективность.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Пирумов А.И.* Обеспыливание воздуха. – М.: Стройиздат, 1974. – 296 с.
2. Патент 2506880 Российская Федерация, МПК<sup>8</sup> А 47 L 9/16. Пылеуловитель / Б.Ч. Месхи, А.Н. Михайлов, Ю.И. Булыгин, Л.Н. Алексеенко, О.В. Денисов, О.С. Панченко; патентообладатель «Донской гос. техн. ун-т». – № 2012155164/12; заявл. 18.12.2012; опубл. 20.02.2014, Бюл. № 5. – 7 с.

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АЭРОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ЦИКЛОНА И ЦЕНТРОБЕЖНОГО ПЫЛЕУЛОВИТЕЛЯ С ОБРАТНЫМ КОНУСОМ

**Ю.И. Булыгин, Л.Н. Алексеенко, Д.А. Корончик**

*Донской государственный технический университет  
г. Ростов-на-Дону, bulgur\_rostov@mail.ru*

В статье представлен сравнительный анализ аэродинамических параметров цилиндрического циклона и центробежного пылеуловителя с обратным конусом. Использована стандартная  $k-\epsilon$  -модель турбулентности для исследования аэродинамических процессов в центробежных пылеуловителях. Раскрыты закономерности формирования полей скоростей и давлений внутри циклонных аппаратов. На основании модельных расчетов определены гидравлические сопротивления сравниваемых циклонов.

The article presents a comparative analysis of aerodynamic parameters of the cylindrical cyclone and centrifugal dust collector with a reverse cone. Used the standard  $k-\epsilon$  turbulence model for the study of aerodynamic processes in centrifugal dust collector. Revealed patterns of formation velocity and pressure fields inside the cyclone apparatus. On the basis of model calculations defined hydraulic resistance compared cyclones.

## Введение

В настоящее время не существует единого критерия для выбора оптимальной формы циклонов, однако в конструкциях наиболее современных циклонов все четче проявляется тенденция развития конусной части. Между геометрической формой циклонов и их эффективностью существует целый ряд связей, которые проявляются через сложную аэродинамику течений, возникающих в этих аппаратах. Одним из предлагаемых технических решений является запатентованный цик-

лонный аппарат, выполненный в виде обратного конуса без цилиндрической части [1].

С целью определения влияния формы циклона и его конструктивных параметров на эффективность процессов пылеосаждения в исследуемых циклонных аппаратах был проведен ряд опытов. В [2] показано, что у циклонов с обратным конусом (ЦОК) эффективность улавливания пыли выше, чем у цилиндрических аппаратов. Были найдены оптимальные конструктивные параметры ЦОК (глубина погружения выхлопного патрубка и соотношение объемов рабочей части циклона и бункера), повышающие степень пылеочистки. Однако, полученные экспериментальные данные не позволили ответить на вопрос: за счет каких физических механизмов, собственно, имеет место полученный эффект?

### **Моделирование аэродинамических процессов в циклонных аппаратах**

Для более детального изучения процессов внутри циклонных аппаратов были созданы компьютерные модели в программе SolidWorks. SolidWorksFlowSimulation является модулем гидрогазодинамического анализа и теплопередачи в среде SolidWorks, использующим стандартную  $k-\varepsilon$ -модель турбулентности, учитывающей вихревые течения потоков. Основными уравнениями, описывающими процессы внутри циклонного аппарата, являются уравнения неразрывности (сохранения массы), импульса и переноса энергии (теплоты) [5]. Были заданы также начальные и граничные условия.

### **Результаты модельных расчетов аэродинамических параметров внутри циклона ЦН-15-300 и эквивалентного ЦОК-250-350 и их обсуждение**

Была задана геометрия двух пылеуловителей: с обратным конусом и традиционного. Для адекватного сравнения аппаратов были приняты их равные рабочие объемы и задавалась одинаковая производительность по воздуху. Ниже представлены результаты сравнительных модельных расчетов газодинамических структур течения воздуха в пылеуловителе с традиционной цилиндрической формой конструкции типа НИИОГАЗ и циклоне конической формы. На рис. 1, *a* и *б* представлены результаты модельных расчетов вертикальных скоростей в теле исследуемых циклонов. Как следует из полученных результатов, в ЦОК формируется значительно большее число вихревых потоков, чем

в ЦН, которое связано, в том числе с тем, что диапазон изменения вертикальных (рис.1) и тангенциальных скоростей у конического циклона значительно шире (30 м/с против 24 м/с), а абсолютные максимальные скорости в ЦОК превышают скорости в цилиндрическом аппарате на 3–4 м/с. Более высокая степень турбулизации потока в ЦОК обеспечивает более сложный и протяженный по траекториям путь частиц пыли, увеличивает время их пребывания в аппарате и тем самым вероятность сепарации пыли.

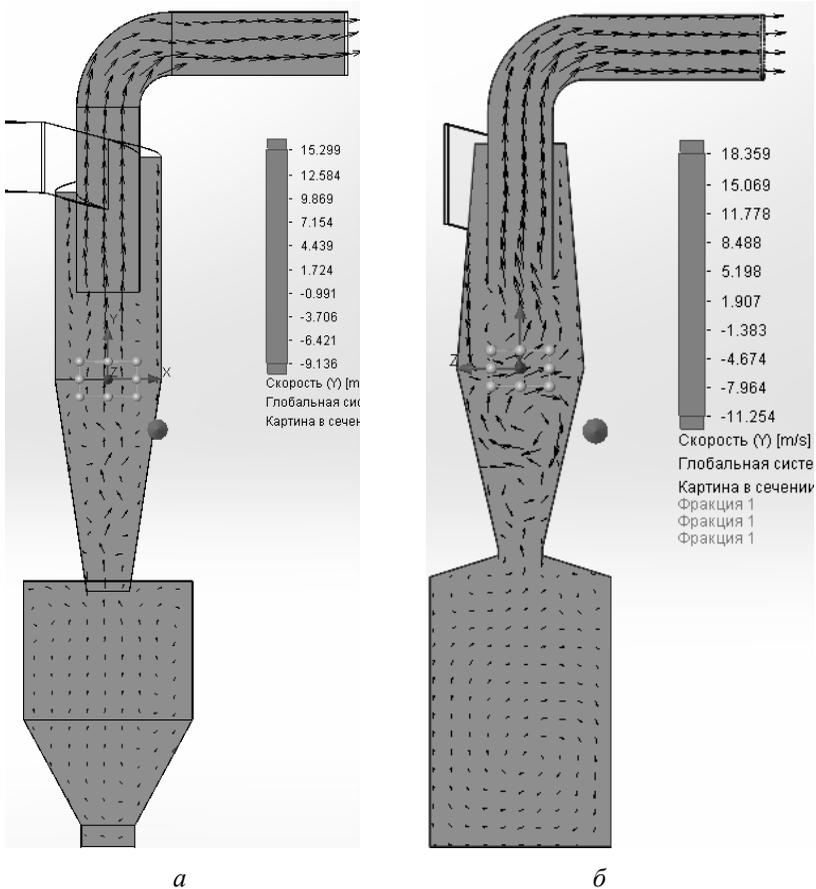


Рис. 1. Расчетные поля вертикальной скорости в сечениях циклона ЦН-15-300 и ЦОК-250-350

Наличие большего числа вихревых течений в конусном аппарате по сравнению с цилиндрическим, с другой стороны, подтверждается и распределением картины по давлениям внутри пылеуловителей. Перепад давлений внутри ЦОК в разных точках аппарата значительно меньше, чем в цилиндрическом циклоне. Расчеты перепада полного давления на входе и выходе аппаратов показали, что  $\Delta P_{\text{ЦОК}} = 358 \text{ Па}$ ,  $\Delta P_{\text{ЦН}} = 760 \text{ Па}$ , это доказывает, что гидравлическое сопротивление предлагаемого ЦОК-250-350 значительно ниже традиционного цилиндрического аппарата. Последнее является значительным преимуществом с точки зрения менее энергозатратной системы аспирации с ЦОК.

### **Выводы**

Применена стандартная  $k$ - $\varepsilon$ -модель турбулентности для описания аэродинамических процессов в центробежных пылеуловителях разной формы. Раскрыты закономерности формирования полей скоростей и давлений внутри циклонных аппаратов. На основании модельных расчетов определены гидравлические сопротивления сравниваемых циклонов, которые доказывают преимущества циклона с обратным конусом и регулируемыми параметрами по сравнению с традиционным цилиндрическим аппаратом.

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Патент 2506880 Российская Федерация, МПК<sup>8</sup> А 47 L 9/16. Пылеулавитель / Б.Ч. Месхи, А.Н. Михайлов, Ю.И. Булыгин, Л.Н. Алексеенко, О.В. Денисов, О.С. Панченко; патентообладатель «Донской гос. техн. ун-т». – № 2012155164/12; заявл. 18.12.2012; опубл. 20.02.2014, Бюл. № 5. – 7 с.
2. Повышение эффективности обеспыливания воздуха рабочих зон металлообрабатывающих и деревообрабатывающих производств / Ю.И. Булыгин, О.С. Панченко, В.А. Романов, О.В. Денисов // Вестник Донского государственного технического университета. – 2013. – № 7/8 (75). – С. 49–57.

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ НАСЛЕДОВАНИЕ ВОЛНИСТОСТИ ПРИ ФРЕЗЕРОВАНИИ

**М.К. Витвинов, С.Л. Леонов, А.А. Ситников**

*Алтайский государственный технический университет  
им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, sergey\_and\_nady@mail.ru*

Для описания процесса формирования профиля детали использован аппарат передаточных функций, для получения которых используются частотные характеристики операции. Получены зависимости коэффициентов передаточной функции от параметров режима резания.

To describe the process of detail profile formation the apparatus of the transfer functions, which are used to obtain the frequency characteristics operation, were used. The dependences of the coefficients of the transfer function on the parameters of the cutting conditions were obtained.

Принцип технологического наследования при механической обработке заключается в передаче детали свойств и параметров заготовки. В полной мере этот принцип проявляется при формировании геометрических параметров качества детали, в том числе ее волнистости [1].

Нами предлагается оригинальный подход, основанный на принципе технологического наследования и позволяющий прогнозировать волнистость обработанной детали в зависимости от волнистости заготовки. Этот подход базируется на использовании передаточных функций и частотных характеристик операций механической обработки.

Передаточные функции широко используются в теории автоматического управления для описания динамических явлений при прохождении сигнала со входа на выход системы. Их можно использовать и при математическом описании операций механической обработки [2].

При этом передаточная функция операции при преобразовании профиля заготовки в профиль детали имеет вид

$$W(s) = \frac{a_k s^k + a_{k-1} s^{k-1} + \dots + a_1 s + a_0}{b_n s^n + b_{n-1} s^{n-1} + \dots + b_1 s + b_0}. \quad (1)$$

Коэффициенты  $a_i$ ,  $b_i$  и значения  $k$  и  $n$  определяют вид преобразования профилей и зависят от вида операции, режима резания и параметров технологической системы. Задача идентификации технологической системы сводится к определению коэффициентов передаточной функции

$a_i$  и  $b_i$ . Эта задача включает в себя два этапа: определение вида передаточной функции (порядка полинома числителя и знаменателя) и определение коэффициентов передаточной функции. Одним из наиболее эффективных способов определения вида передаточной функции является использование логарифмических амплитудно-частотных характеристик (ЛАЧХ). Это связано с тем, что существует однозначное соответствие между набором простейших звеньев САР и видом асимптотической ЛАЧХ [2].

Для сокращения объема и трудоемкости проводимых экспериментов при получении ЛАЧХ предлагается использовать эталонную заготовку с прямоугольным профилем поверхности (рис. 1.) При этом разложение этого профиля в ряд Фурье принимает вид

$$y(x) = \frac{h}{2} + \frac{2h}{\pi} \left( \sin\left(\frac{\pi x}{l}\right) + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{3\pi x}{l}\right) + \frac{1}{5} \sin\left(\frac{5\pi x}{l}\right) + \dots \right).$$

После механической обработки производится профилографирование поверхности полученной детали и рассчитываются коэффициенты Фурье ее профиля. Расчет значений амплитудно-частотной характеристики производится по формуле

$$A(\omega_k) = \frac{A_k^{\text{дет}}}{A_k^{\text{заг}}},$$

где  $\omega_k = \frac{k\pi}{l}$ ,  $k = 1, 3, 5, 7, \dots$

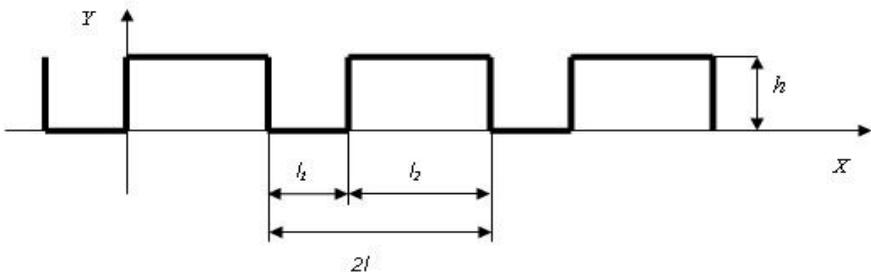


Рис. 1. Профиль поверхности эталонной заготовки

Далее строится ЛАЧХ и по ее виду восстанавливается вид передаточной функции. Уточнение коэффициентов передаточной функции осуществляется в соответствии с методом наименьших квадратов.

Разработанный алгоритм идентификации опробован при получении математического описания операции цилиндрического фрезерования. При этом производилось построение передаточной функции с учетом изменения параметров режима резания – глубины резания, подачи и частоты вращения фрезы. Оборудование: горизонтально-фрезерный станок модели 6М83. Инструмент: фреза дисковая  $100 \times 10$  Н9 Р6М5. Параметры прямоугольных пазов:  $h = 1,0$  мм;  $l_1 = l_2 = 10$  мм. Материал заготовки – сталь 40. В качестве передаточной функции использовали выражение

$$W(s) = \frac{ks(T_2^2 s^2 + 2e_2 T_2 s + 1)}{(T_1 s + 1)(T_3^2 s^2 + 2e_3 T_3 s + 1)}. \quad (2)$$

Эксперименты по получению зависимости коэффициентов передаточной функции от параметров режима резания производили в соответствии с методикой дробного факторного эксперимента ДФЭ  $2^{3-1}$ :

$$k = 0,079778 - 0,01121 t - 0,0001 S - 0,00034 n;$$

$$T_1 = 0,958583 - 0,21132 t - 0,00261 S + 0,000563 n;$$

$$T_2 = -0,86117 + 0,343805 t - 0,00239 S + 0,012357 n; \quad (3)$$

$$e_2 = -2,0685 + 0,151105 t + 0,010868 S + 0,013711 n;$$

$$T_3 = -0,3794 + 0,293205 t - 0,00237 S + 0,006768 n;$$

$$e_3 = 0,162067 - 0,31548 t + 0,001821 S + 0,005915 n,$$

где  $t$  – глубина резания (1,1...2 мм);  $S$  – подача (80...160 мм/мин);  $n$  – частота вращения фрезы (80...100 об/мин).

Полученные зависимости позволяют прогнозировать волнистость обработанной детали в зависимости от волнистости заготовки. На рис. 2 приведен пример АЧХ операции фрезерования при  $t = 2$  мм,  $S = 160$  мм/мин,  $n = 80$  об/мин. Из этого графика видно, что при частоте близкой к  $2 \text{ мм}^{-1}$  (шаг волны заготовки  $S_{\text{ш}} = 0,076$  мм) имеется резонанс, приводящий к возрастанию волнистости детали. Необходимо отметить, что частотные свойства операции существенно зависят от параметров режима резания в соответствии с формулами (3).

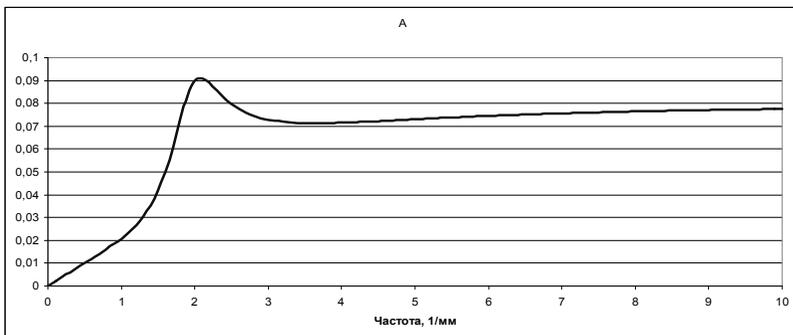


Рис. 2. Пример АЧХ фрезерной операции

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Суслов А.Г., Дальский А.М.* Научные основы технологии машиностроения. – М.: Машиностроение, 2002. – 684 с.
2. *Леонов С.Л., Зиновьев А.Т.* Основы создания имитационных технологий прецизионного формообразования. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2006. – 198 с.

## ТРАНСПОРТНЫЕ СРЕДСТВА ДЛЯ АКТИВНОГО ОТДЫХА И РАЗВЛЕЧЕНИЙ

**С.А. Войнаш, А.Н. Площаднов, И.В. Курсов**

*Рубцовский индустриальный институт, г. Рубцовск, kursov@mail.ru*

В статье поднимаются проблемы обоснования необходимости создания транспортных средств для активного отдыха и разработки теоретических основ для их проектирования.

The article raises the problems of the justification for the creation of vehicles for recreation and the development of a theoretical framework for their design.

Первые транспортные средства, приспособленные для отдыха и развлечений, появились в США в середине двадцатого века путем доработки серийных легковых автомобилей и их агрегатов. Облегченные за счет удаления облицовки, крыльев, части кузова такие автомобили легко преодолевали песчаные дюны на тихоокеанском побережье, доставляя

водителю и пассажирам яркие впечатления от экстремальной езды. Новые возможности этих транспортных средств вдохновили энтузиастов и профессионалов на создание автомобиля особого типа – «багги», специально предназначенного для экстремального отдыха. Эти легкие компактные одно- или двухместные машины быстро приобрели популярность среди любителей автоспорта благодаря хорошей динамике и проходимости. С момента появления этих транспортных средств не прекращаются поиски выбора их наиболее рациональных компоновочных схем, которые бы соответствовали как конкретной области применения, так и современному уровню развития техники [1].

Подобные поиски по созданию транспортных средств для экстремального туризма и развлечений ведутся и в Рубцовском индустриальном институте. Одним из таких направлений поиска является разработка теоретических основ проектирования микротранспортных средств, предназначенных для движения вне дорог общего пользования и не требующих специальных навыков вождения. Основная проблема заключается в подборе и обосновании конструктивных параметров таким образом, чтобы, с одной стороны, обеспечить изделию максимальную компактность и простоту управления, а с другой – безопасность во время движения по пересеченной местности.

К другому направлению относится создание туристического багги, приспособленного для движения как по дорогам, так и вне дорог. В соответствии с разработанной методикой проектирования компоновочной схемы в 2004 году было изготовлено двухместное транспортное средство (рис. 1). Отличительной чертой машины являются ее небольшие габариты, незначительная масса, повышенная проходимость, высокая мобильность. Рама выполнена в виде силового каркаса из стальных труб и имеет большую жесткость в различных направлениях, что защищает водителя и пассажира от травм при возможных опрокидываниях и переворотах.

В конструкцию данного транспортного средства заложен ряд современных компоновочных решений, касающихся размещения силовых узлов, агрегатов, посадочных мест в виде расположенных друг за другом мест водителя и пассажира, которые позволяют уменьшить поперечные габариты несущей рамы, что, в свою очередь, снижает аэродинамические сопротивления при движении по скоростным трассам и повышает проходимость при движении в стесненных условиях, например, на узких туристических тропах, по зарослям и т. д. Машина оснащена оригинальным устройством самовытаскивания транспортного средства из грязи и преодоления водных преград [2].



*Рис. 1.* Транспортное средство для активного туризма

Проект неоднократно был отмечен наградами на различных конкурсах (Открытый конкурс 2005 года на лучшую научную работу студентов вузов, Всероссийский конкурс достижений талантливой молодежи «Национальное достояние России» 2009 года), входит в каталог приоритетных инновационных проектов Алтайского края, некоторые его решения защищены патентами [2, 3]. Активное участие в проекте принимали сотрудники РИИ Площаднов А.Н., Ильин Г.М., Яковлев П.Ю., Зейгерман А.С., Маршалов Э.С., Курсов И.В.



*Рис. 2.* AudiUrbanConcept – 2011

Об актуальности работ в этой области и правильности выбора принятых решений свидетельствует тот факт, что ведущие автопроизводители, например Audi [4], предлагают перспективные транспортные средства, имеющие сходную компоновку и дизайн (см. рис. 2).

## ЛИТЕРАТУРА

1. Назаров М.М. Специальные кроссовые автомобили «Багги». – М.: ДО-СААФ, 1980. – 96 с.
2. Колесное транспортное средство повышенной проходимости: патент 2291810 Российская Федерация: МПК<sup>8</sup> В 62 D 57/00, В 60 F 3/00 / А.Н. Плошаднов, Э.С. Маршалов, Г.М. Ильин, И.В. Курсов; патентообладатель Алтайский гос. техн. ун-т им. И.И. Ползунова. – № 2005122979/11; заявл. 19.07.2005; опубл. 20.01.2007, Бюл. № 2. – 5 с.
3. Многоцелевой автомобиль повышенной проходимости: патент 79073 Российская Федерация: МПК В 60 N 2/01 / А.Н. Плошаднов, И.В. Курсов, Э.С. Маршалов, А.С. Зейгерман, П.Ю. Яковлев. – № 2008115646/22; заявл. 21.04.2008; опубл. 20.12.2008, Бюл. № 35.
4. Audi Urban Concept: автосалон Франкфурт–2011 [Электронный ресурс] // worldavtosalon.ru: все автосалоны мира: web-сайт. – 2011. – URL: <http://worldavtosalon.ru/2011-audi-urban-concept.php> (дата обращения 12.09.2014).

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА 5056 С УЧЕТОМ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

**С.В. Воронин**

*Самарский государственный аэрокосмический университет  
им. академика С.П. Королёва (национальный исследовательский  
университет), г. Самара, hhg2000@mail.ru*

В работе проведено компьютерное исследование процесса вытяжки полых цилиндрических деталей из листового материала сплава 5056. Показано влияние микроструктуры текстурированного материала на напряженно-деформированное состояние. Измерены профили образовавшихся фестонов, их разнотолщинность по образующей и по периметру. Определены значения максимальных усилий вытяжки для изотропной, анизотропной, текстурированных на 40 и 70 % конечно-элементных моделей заготовок.

There was conducted computer simulation of the cup drawing process from the 5056 alloy sheet material. There was shown the influence of the real structure of grain-oriented material on the stress-strain state. There were measured profiles of the formed festoons, their gage interference along the generator line and perimeter. There were defined values of the drawing maximum force for the isotropic, anisotropic, and grain-oriented by 40 and 70 % of finite element sample models.

Анизотропия листового материала создает трудности при разработке устойчивых технологических процессов листовой штамповки и выборе их параметров [1]. В настоящее время для решения данной проблемы широко используются программы, основанные на методе конечных элементов, такие как MSC.SuperForm, MCS.Marc, Deform и т. д. Большинство пользователей этих программ в качестве обрабатываемого объекта используют изотропные или анизотропные макроуровневые модели, не учитывающие полностью явление структурной анизотропии металлов [2].

Целью данной работы является исследование возможности учета реальной анизотропии текстурованного листового материала при компьютерном моделировании на примере технологического процесса вытяжки, а также визуализация различных стадий деформации заготовки при данном технологическом процессе.

По разработанной методике учета анизотропии текстурованного листового материала было проведено моделирование процесса вытяжки стаканчика из алюминиевого сплава 5056. Для этой цели построены четыре модели заготовок: абсолютно изотропная модель, модель анизотропного материала, в которой учитывали наличие зерен  $\alpha$ -твердого раствора и упрочняющей фазы  $Mg_2Al_3$ , и модели анизотропного текстурованного на 40 и 70 % материала, т. е. соответственно 40 и 70 % всех зерен  $\alpha$ -твердого раствора ориентированы в одном направлении ( $0^\circ$  относительно главной системы координат), остальные зерна – в десяти различных направлениях [3].

Заготовкой являлась круглая пластина толщиной 0,1 мм и диаметром 8,3 мм. По причине симметричности была построена конечно-элементная модель (КЭМ) половины заготовки.

По завершении расчетов были получены картины распределения эквивалентных пластических деформаций и изменение геометрии во всех исследуемых моделях (рис. 1).

Из рисунков видно, что распределение эквивалентных деформаций в КЭМ изотропного образца плавно изменяется от дна стаканчика к верхней части. Дно детали практически не подвергается деформации, а в цилиндрической части по мере приближения к верхней части уровень пластической деформации увеличивается (рис. 1, а).

В КЭМ анизотропного образца отмечается влияние упрочняющей фазы  $Mg_2Al_3$  – в цилиндрической части детали появляются зоны с повышенным уровнем пластической деформации, верхний край полученной детали не прямолинеен (рис. 1, б).

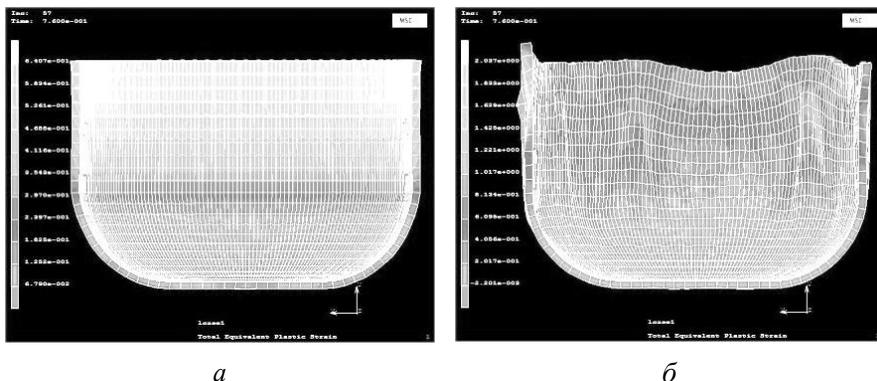


Рис. 1. Распределение эквивалентных пластических деформаций в КЭМ исследуемых образцов:

*a* – изотропный; *б* – анизотропный

Сравнивая картины распределения эквивалентных деформаций в КЭМ анизотропных текстурованных на 40 и 70 % образцов, можно заметить общий неоднородный характер распределения, связанный как с наличием упрочняющей фазы  $Mg_2Al_3$ , так и ориентировкой зерен  $\alpha$ -твердого раствора. Отличия заключаются в образовавшихся фесто-нах. Высота фестонов в КЭМ анизотропного текстурованного на 70 % образца больше, чем в КЭМ образца, текстурованного на 40 %. Количественную оценку высоты образовавшихся фестонов выполняли по полученным разверткам профилей фестонов.

Для изучения характера образования фестонов и оценки геометрии получаемой детали были получены значения разнотолщинности по образующей и по периметру.

Также были получены графики изменения усилий на пуансоне в процессе вытяжки для всех КЭМ, из которых были определены максимальные значения вышеуказанного параметра. Из приведенных графиков следует, что максимальное усилие при деформации изотропной модели выше, чем у анизотропной, анизотропной текстурованной на 40 и 70 %. Это свидетельствует о влиянии анизотропии на значение максимального усилия процесса вытяжки.

Таким образом, в результате проведенных исследований разработа-на методика учета микроструктуры текстурованного материала при компьютерном моделировании процесса вытяжки. Исследован процесс вытяжки полого стаканчика из изотропного, анизотропного, анизо-тропного текстурованного на 40 и 70 % листового материала сплава

5056 методом компьютерного моделирования. Показана целесообразность учета микроструктуры текстурированного материала при компьютерном моделировании процесса и возможность визуализации деформации структурных составляющих материала на различных этапах исследования.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Шевелев В.В., Яковлев С.П. Анизотропия листовых материалов и ее влияние на вытяжку. – М.: Машиностроение, 1972. – 136 с.
2. Khelifa M., Oudjene M., Khenneane A. Fracture in sheet metal forming: Effect of ductile damage evolution // Computers and Structures. – 2007. – Vol. 85, iss. 3–4. – P. 205–212.
3. Юшин В.Д., Бунова Г.З., Воронин С.В. Учет реальной структуры конструкционных материалов при компьютерном моделировании технологических процессов и разработке новых сплавов с использованием MSC. Nastar for Windows / Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С.П. Королева – Самара, 2006. – 14 с. – Деп. в ВИНТИ 16.12.05, № 1691-B2005.

## ЭФФЕКТИВНОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ИЗОПРОПИЛБЕНЗОЛА НА ХЛОРИСТОМ АЛЮМИНИИ

**С.В. Востриков, Т.Н. Нестерова, О.А. Мазурин**

*Самарский государственный технический университет, г. Самара, vosser@mail.ru*

В работе рассмотрена возможность реализации технологии получения изопропилбензола в автотермическом режиме с предельной реализацией энергетического ресурса, заложенного в химической природе процесса (100 кДж высокопотенциального тепла на каждый моль превращенного алкена). Установлено, что в условиях реализации высокотемпературной технологии получения изопропилбензола основные превращения необратимы, реакции структурной и позиционной изомеризации не протекают, что позволяет реализовать такой процесс без потери качества товарного продукта и с получением высокопотенциального теплового ресурса, который может быть использован.

The paper considers the possibility of development of technology which would allow to prepare isopropylbenzene in an autothermal mode with maximum utilization of the energy of the chemical process (100kJ of heat per mol of transformed alkene). It is determined that the realization of

high-temperature technology of isopropylbenzene production the main transformations are irreversible, structural and positional isomerization does not occur, which allows to perform this process with no loss of quality of the end product and with high potential utilizable heat source.

Алкилирование ароматических соединений низшими алкенами является одним из востребованных процессов основного органического синтеза. Мировые мощности производств достигают десятков миллионов тонн. Только одного изопропилбензола (ИПБ) производится около 16,3 млн тонн (по данным 2011 г.).

Промышленное алкилирование ароматических углеводородов низшими алкенами до сих пор осуществляется либо в системе жидкость–газ, либо в газовой фазе в присутствии гетерогенных катализаторов. В этих процессах не использован их энергетический ресурс и не сняты диффузионные торможения.

Предлагаемые способы модернизации существующего процесса носят важный, но все-таки частный характер.

Важно подчеркнуть, что ни в одной из технологий с использованием  $AlCl_3$  выделяющееся в процессе тепло не используется. В лучшем случае за счет него осуществляют частичный нагрев реакционной массы. Как правило, перепад температур составляет от 40 до 80 °С, а все остальное тепло снимается испарением бензола. В основном же предлагаются технологические решения, направленные на эффективный отвод этой энергии, вплоть до снятия тепла рециркуляцией каталитического комплекса [1].

Таким образом, для алкилирования ароматических углеводородов низшими алкенами принципиально важным вопросом на данный момент является решение проблемы рационального использования энергетического ресурса процесса. Решение этой задачи возможно при реализации процесса в адиабатическом режиме, что позволит задействовать энергетический ресурс, заложенный в химической составляющей процесса.

Теоретический анализ процесса, выполненный нами, показал, что энергетический ресурс алкилирования бензолов низшими алкенами в адиабатическом режиме весьма значителен. Адиабатический перепад температур может достигать 250 °С. То есть в этом режиме мы приобретаем 100 кДж высокопотенциального тепла (на каждый моль превращенного алкена) взамен не рекуперированному и потому проблемному теплу с низким потенциалом.

Переход к высокотемпературным жидкофазным процессам получения ИПБ требует дополнительного рассмотрения вопросов, изложенных в этой работе.

Жидкофазное алкилирование выполнялось в герметичных цилиндрических реакторах периодического действия из молибденового стекла объемом 4–5 мл.

Перед проведением анализа реакционная масса предварительно обрабатывалась водой для разложения катализаторного комплекса. Анализ реакционной массы выполнялся методом газожидкостной хроматографии.

В результате установлено, что жидкофазное алкилирование бензола пропиленом в адиабатических условиях позволяет предельно полно использовать энергетический ресурс, заложенный в химической природе процесса. Реакция завершается за 30...60 с:

- при начальной температуре всех компонентов исходной смеси, не превышающей 5 °С;
- при соотношении реагентов, составляющем 0,2...0,6 моль пропилена на 1 моль бензола;
- при концентрации катализатора 0,3...1 % моль  $AlCl_3$  и сокатализатора 0...10 % моль по отношению к  $AlCl_3$ ;
- при степени конверсии пропилена, достигающей 97 %.

Анализ результатов, полученных при изучении жидкофазного алкилирования бензола пропиленом в адиабатическом режиме, позволяет заключить следующее.

Во всем диапазоне варьируемых параметров концентрация ИПБ в реакционной массе ниже равновесной, но превышает уровень, обусловленный кинетическим контролем процесса.

В системе с большим избытком бензола состав реакционной массы в значительной степени контролируется кинетикой вне зависимости от концентрации катализатора. Многократное увеличение концентрации  $AlCl_3$  (от 0,3 до 14 % моль) практически не изменяет соотношения концентраций компонентов при прочих равных условиях процесса. Таким образом, при низких соотношениях пропилен/бензол процесс целесообразно осуществлять при концентрации  $AlCl_3$ , не превышающей 1 % моль.

Обогащение системы алкилбензолами сопровождается усилением роли равновесия в процессе. Состав реакционной массы все более приближается к равновесному.

Ни в одном из опытов, реализованных в условиях адиабатического жидкофазного алкилирования, не образовывался н-пропилбензол даже в следовых количествах.

Изопропилбензол, 1,3-диИПБ и 1,4-диИПБ являются термически стабильными при температуре  $\leq 573$  К и времени контакта  $\leq 10$  ч.

Таким образом, экспериментально установлено, что процесс получения изопропилбензола эффективно и с предельно полным использованием энергетического ресурса может быть реализован на  $AlCl_3$  (0,3...1 % моль) в автотермическом режиме.

Установлено, что при автотермическом алкилировании бензола пропиленом на  $AlCl_3$  не образуется н-пропилбензол, обладающий наибольшей термодинамической стабильностью в группе изомеров; селективность процесса по ИПБ – не менее 95 % при степени конверсии пропилена 97 %.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части государственного задания ФГБОУ ВПО «СамГТУ» (код проекта 1708).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Справочник нефтехимика: в 2 т.: т. 2 / под ред. С.К. Огородникова. – Л.: Химия, 1978. – 592 с.

## ПОВЫШЕНИЕ РЕАКЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ ЭЛЕКТРОЛИТА $NaNO_3$ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ ПРИ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

**Н.П. Гаар, А.И. Журавлев, А.А. Локтионов,**

*Новосибирский государственный технический  
университет, г. Новосибирск, lianelas@mail.ru*

Рассмотрены особенности электрохимического растворения нержавеющей стали 12X18H9T, титанового ОТ-4 и твердого ВК8 сплавов в водном растворе нитрата натрия при воздействии лазерного излучения с длиной волны 1,06 мкм. Установлено, что основным механизмом активации процесса является повышение реакционной способности электролита посредством ступенчатой фотоактивации.

Specific features of 12X18H9T (abbreviation in Russian characters) stainless steel, OT-4 titanium alloy and BK8 hard alloy electrochemical dissolving in the sodium nitrate water solution under 1.06  $\mu m$  wavelength laser irradiation are considered. It is found that the main mechanism of the dissolving process activation is increase of reaction capability of the electrolyte by stepwise photoactivation.

В работах [1, 2], посвященных описанию теоретических предпосылок для создания лазерно-электрохимической обработки (ЛЭХРО), отмечено, что одним из возможных механизмов активации процесса анодного растворения является воздействие лазерного излучения на электролит. Предполагалось, что лазерное излучение оказывает действие на анионы электролита, благодаря чему они получают дополнительную энергию, увеличивающую их электрохимическую активность. Однако, ввиду того что действие лазерного излучения носит комплексный характер, т. е. при его воздействии на межэлектродный промежуток задействовано сразу несколько механизмов активации процесса электрохимического растворения, то выделить основной механизм активации является трудной задачей.

В качестве электролита выбран 10 %-й водный раствор нитрата натрия. Выбор состава электролита и его концентрации был сделан на основании предварительных экспериментов и рекомендаций работы [3].

В качестве обрабатываемых материалов были выбраны: нержавеющая сталь 12X18H9T, титановый сплав ОТ-4, твердый сплав ВК8. Особенности анодного растворения данных материалов были выявлены в результате предварительных экспериментов и приведены в работах [4–6], показавших эффективность влияния лазерного излучения на процесс электрохимического растворения указанных материалов в данном электролите.

Исследование влияния лазерного излучения на электрохимическое растворение проводилось при помощи потенциодинамического метода, реализованного при помощи установки, описанной в работе [7]. Данная установка позволяет исследовать влияние лазерного излучения с различными длинами волн (1,32 мкм, 1,06 мкм, 0,63 мкм, 0,53 мкм, 0,32 мкм, 0,26 мкм) при возможности изменения частоты следования импульсов от 1 Гц до 30 кГц. В данной работе исследовалось влияние на электролит лазерного излучения с длиной волны 1,06 мкм средней плотностью мощности лазерного излучения  $1,05 \cdot 10^6$  Вт/м<sup>2</sup>. Значение плотности мощности лазерного излучения было выбрано согласно рекомендации работы [8].

Задание развертки потенциала и регистрация установившегося значения тока производились при помощи потенциостата-гальваностата модели IP-Pro M.

Конструктивное исполнение электрохимической ячейки описано в работе [9].

Каждый из выбранных материалов имеет ограничения в электрохимическом растворении в используемом электролите. При электрохими-

ческом растворении нержавеющей стали, титанового и твердого сплава причинами низкой скорости процесса являются как образование окисных или окислых пленок различного химического состава на поверхности материала, так и низкая анионная активность электролита.

При анализе поляризационных кривых при лазерном воздействии установлено, что, несмотря на многообразие причин низкой скорости анодного растворения, подробно рассмотренных в работах [4–6], наибольшие значения плотностей тока для всех материалов соответствуют частоте следования импульсов 10 кГц.

При действии лазерного излучения на электрохимическую систему возможны следующие механизмы активации процессов:

- тепловая активация анодного растворения металла;
- светогидравлический эффект;
- воздействие излучения на пассивирующие пленки;
- фотоактивация электрохимических и химических процессов, лимитирующих скорость анодного растворения.

Если рассматривать фактор селективного действия лазерного излучения на вещество [10], то для каждой длины волны для получения селективной ионизации молекул посредством ступенчатой фотоактивации (что позволяет возбуждать атомы или молекулы, уменьшая высоту энергетического барьера химической реакции с их участием и, следовательно, увеличивает их реакционную способность) необходимо подбирать соответствующую частоту следования импульсов. Поскольку для всех материалов в данном электролите наибольшее значение плотности тока достигается при одной и той же частоте следования импульсов, вероятно, на ней и происходит возбуждение при помощи ступенчатой фотоактивации молекул электролита.

Анализ результатов исследования указывает на тот факт, что при лазерной интенсификации процесса электрохимического процесса в 10 %-м водном растворе нитрата натрия для всех материалов наибольшее значение плотности тока достигается при значении частоты следования 10 кГц. При отмеченной частоте следования импульсов происходит процесс возбуждения молекул раствора электролита посредством ступенчатой фотоактивации, что позволяет рассматривать фотоактивацию основным механизмом интенсификации электрохимического растворения.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Гаар Н.П., Рахимьянов Х.М.* Пути интенсификации электрохимической размерной обработки // Ползуновский альманах. – 2008. – № 4. – С. 191–192.
2. *Gaar N.P., Rakhimyanov Kh.M.* Possible ways for intensification of dimensional electrochemical machining (DECM) // IFOST, Novosibirsk–Tomsk, Russia, June 23–29, 2008: Proceedings of the third international forum on strategic technologies. – Novosibirsk: NSTU Publ., 2008. – P. 106–107.
3. Методика выбора электролита для лазерно-электрохимической обработки / *Х.М. Рахимьянов, Б.А. Красильников, Н.П. Гаар, А.И. Журавлев, А.А. Локтионов* // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 2 (55). – С. 18–21.
4. Анодное поведение титанового сплава марки ОТ-4 при интенсификации лазерным излучением процесса электрохимического растворения / *Х.М. Рахимьянов, К.Х. Рахимьянов, Н.П. Гаар, А.И. Журавлев, А.А. Локтионов* // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 2 (51). – С. 11–13.
5. Электрохимическая размерная обработка твердого сплава ВК8 в условиях лазерного воздействия / *Х.М. Рахимьянов, Б.А. Красильников, К.Х. Рахимьянов, Н.П. Гаар, А.И. Журавлев, А.А. Локтионов* // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 1 (50). – С. 3–7.
6. *Гаар Н.П.* Анодное поведение нержавеющей стали 12Х18Н9Т в условиях лазерной активации процесса электрохимической размерной обработки // Наука. Технологии. Инновации: материалы Всерос. науч. конф. молодых ученых, 3–5 дек. 2010 г.: в 4 ч. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2010. – Ч. 2. – С. 262–264.
7. Установка для исследования материалов в условиях лазерно-электрохимической обработки комбинированным излучением / *Х.М. Рахимьянов, Б.А. Красильников, Н.П. Гаар, А.И. Журавлев, А.А. Локтионов* // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 3 (56). – С. 30–32.
8. *Гаар Н.П., Рахимьянов Х.М.* Математическое моделирование при лазерной термоактивации электрохимической размерной обработке // Современные технологические системы в машиностроении (СТСМ–2006): сб. тез. докл. междунар. науч.-техн. конф., Барнаул, 2006 г. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ им. И.И. Ползунова, 2006. – С. 45–47.
9. *Гаар Н.П., Рахимьянов Х.М.* Электрохимическая ячейка для исследования интенсификации ЭХРО лазерным излучением // Современные пути развития машиностроения и автотранспорта Кузбасса: труды первой Всерос. науч.-техн. конф., Кемерово, 24–25 окт. 2007 г. – Кемерово: КузГТУ, 2007. – С. 251–254.
10. *Летохов В.С.* Селективное действие лазерного излучения на вещество // Успехи физических наук. – 1978. – Т. 125, Вып. 1. – С. 57–96.

## **ВРАЩЕНИЕ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В КАНАЛЬНОЙ ЧАСТИ ИНДУКЦИОННОЙ ПЕЧИ**

**И.С. Гудков, А.А. Авдулов**

*Политехнический институт Сибирского федерального университета,  
г. Красноярск, rdohead@mail.ru*

На базе опыта эксплуатации индукционных канальных печей на Красноярском металлургическом заводе (КраМЗ) были предложены способы по созданию вращательного движения расплава алюминия в канальной части печей. Вращение создавалось с целью уменьшения скорости зарастания каналов окислами и увеличения тепломассообмена между ванной и канальной частью печи.

Based on operating experience of induction channel furnaces at Krasnoyarsk Metallurgical Plant (KraMZ) were offered several ways to create the rotational motion of aluminum melt in the channel part of channel furnaces. Rotation was created to reduce speed overgrowing of channels with oxides and increase heat and mass transfer between the bathroom and the channel part of the furnace.

Плавление твердых отходов алюминиевого производства и лома может осуществляться в электрических индукционных канальных печах (ИКП). Практика приготовления алюминиевых сплавов в крупнотоннажных печах показала, что полное зарастание канала происходит в течение одной плавки. Механическая чистка каналов влечет за собой простои оборудования и сокращение срока службы футеровки канала. Поскольку частицы окислов адгезируют на своей поверхности газ из атмосферы печи, то их столкновение сопровождается слиянием, так как капиллярные силы в этом случае больше сил иного происхождения, и процесс конгломерации частиц практически необратим. Если при этом в канале индукционной единицы (ИЕ) создать вращательное движение, то в центре вихрей окислы агломерируют в сферические тела, что существенно упрощает задачу направленного извлечения окислов и водорода из канала ИЕ. Целенаправленным управлением движения расплава, несущего дисперсные включения возможно, исключить взаимодействие данных включений с футеровкой канала, уменьшая тем самым износ футеровки.

На рис. 1, а представлена расчетная осесимметричная 2D модель индукционной канальной печи с тороидальной канальной частью. Модель симметрична относительно главной оси  $Y$ , в модели находятся:

1 – магнитопровод, 2 – индуктор, 3 – воздух, 4 – канал, заполненный жидким алюминием. Диаметр канала составляет 0,2 м. Магнитодвижущая сила (МДС) главной катушки составляет 15 кА, частота тока 50 Гц. На рис. 1, б представлена сетка конечных элементов модели.

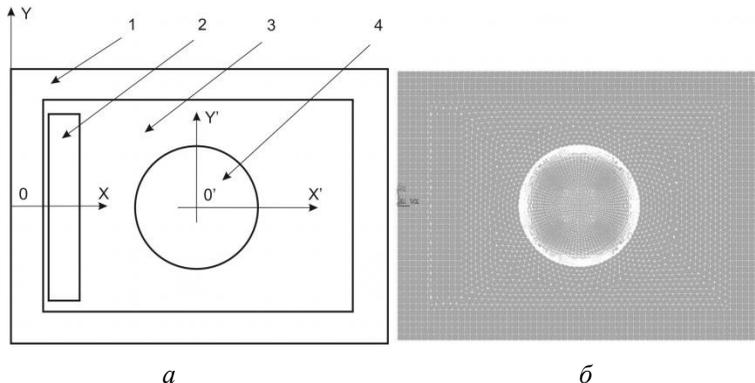


Рис. 1. Расчетная осесимметричная двумерная модель

Поиск оптимальной модели турбулентности для данной задачи остановился на  $k-\omega$  модели турбулентности, в качестве моделируемого металла заполняющего канал печи, был выбран жидкий алюминий, имеющий электропроводность  $\gamma = 3,36 \cdot 10^6 (\Omega \cdot \text{м})^{-1}$ , плотность  $\rho = 2370 \text{ кг/м}^3$ , динамическую вязкость  $\mu = 0,001 \text{ Па} \cdot \text{с}$ . Далее рассмотрим основное устройство создания одноконтурного вращения в канале ИЕ.

Применение дополнительных магнитодвижущих сил (МДС) в области канала позволяет в широком диапазоне регулировать скорости вращения и подводить дополнительные мощности в металл канала. На рис. 2 представлено расположение дополнительных катушек 2 на главной катушке 1, МДС в главной катушке составляет 15 кА, в дополнительной катушке МДС изменялась от 0,5 до 2 кА. Сдвиг фазы тока в дополнительных катушках по отношению к току обмотки индуктора равен  $90^\circ$ . Вращение жидкого металла в канале возникает в результате наложения двух магнитных потоков, сдвинутых относительно друг друга в пространстве и по фазе. Магнитный поток рассеяния, создаваемый обмоткой индуктора, направлен вдоль оси  $OY$ , а магнитный поток дополнительных катушек – вдоль оси  $OX$ .

В таблице приведены зависимости поля скоростей и средних скоростей от МДС в дополнительной катушке.

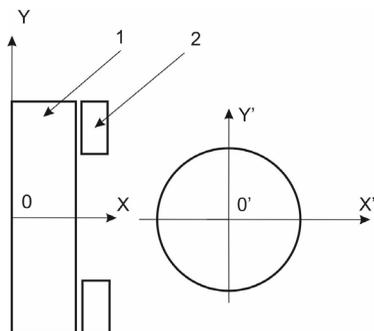


Рис. 2. Дополнительные катушки на главной катушке ИЕ

### Поле скоростей и средняя скорость в канале при использовании дополнительной МДС в ИЕ

МДС дополнительной катушки, А	125	2000
Средняя скорость, м/с	0,43	1,91
Поле скоростей течения металла в канале		

Электромагнитные вращатели жидкого металла могут быть использованы в различных МГД устройствах, основанных на принципе индукционной единицы. Такие устройства используются в кондукционных насосах металлургического назначения, в индукционных установках рафинирования, дегазации и гомогенизации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тимофеев В.Н., Хацаюк М.Ю. Управление конвективными потоками расплава в канальной части индукционной печи // Известия РАН. Энергетика. – 2013. – № 3. – С. 130–136.
2. Гудков И.С., Авдулов А.А., Тимофеев В.Н. Электромагнитные вращатели жидкого металла в канальной части индукционной печи // Индукционный нагрев. – 2013. – № 4 (26). – С. 21–25.

## РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛИТЕЙНЫХ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩИМ ТЕХНОЛОГИЯМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

В.Б. Деев<sup>1</sup>, О.Г. Приходько<sup>2</sup>, А.А. Никитина<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва,

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, [deev.vb@mail.ru](mailto:deev.vb@mail.ru)

Разработана математическая модель для расчета параметров кристаллизации литейных машиностроительных сплавов, обработанных физическими воздействиями, позволяющая прогнозировать критический размер зародышей кристаллизации, количество зародышей и оценить эффективность модифицирующей обработки расплава.

Mathematic model for calculation of crystallization parameters of cast engineering alloys processed by physical impacts, which allows predicting critical size of crystallization nucleus, the number of nuclei, and evaluating effectiveness of melt modifying treatment is developed.

В настоящее время в промышленных технологиях машиностроительного литья, а также в различных металлургических процессах получают распространение способы физических модифицирующих воздействий на расплавы – ультразвук, вибрация, высокотемпературные перегревы, электрический ток, магнитное поле и др. [1–5]. Влияние физических воздействий на расплав можно интерпретировать с позиции кластерной модели, представленной в работе [3]. Данная математическая модель является универсальной и позволяет прогнозировать основные параметры кристаллизации расплавов (критический размер

зародыша  $r_k$  и количество зародышей в единице объема расплава  $n_0$ ) после обработки различными физическими воздействиями.

Согласно модели, путем математических преобразований для зародышей сферической формы были получены следующие выражения:

$$r_k = \frac{3J \frac{\Delta W}{e} T_0}{\rho L} \left( \frac{\Delta T}{\Delta \tau} \right)^{-1}, \quad (1)$$

$$n_0 = \frac{3c \Delta T_{\Pi}}{4\pi L} \frac{1}{r_k^3} \quad (2)$$

где  $J$  – импульс тока, возникающий за счет перехода электронов с уровня ионизации свободного атома разупорядоченной зоны на уровень Ферми зародыша (кластера);  $\frac{\Delta W}{e}$  – скачок потенциала на границе кластера с разупорядоченной зоной;  $DW = (J_1 - W_{\text{вых}})$  – работа, затраченная валентным электроном при переходе на уровень Ферми кластера при образовании зародыша критических размеров;  $J_1$  – первый потенциал ионизации;  $W_{\text{вых}}$  – работа выхода электрона;  $T_0$  – равновесная температура кристаллизации;  $\frac{\Delta T}{\Delta \tau}$  – скорость охлаждения расплава в период зарождения кристаллов;  $n_0$  – количество зародышей в единице объема расплава;  $\rho$  – плотность;  $L$  и  $c$  – удельные теплота кристаллизации и теплоемкость расплава;  $\Delta T_{\Pi}$  – переохлаждение расплава.

На основе модели было разработано программное приложение [6] в среде Delphi 2007. Программа позволяет рассчитать  $r_k$  и  $n_0$  в зависимости от экспериментально определенных параметров кристаллизации – переохлаждения расплава и интервала времени зародышеобразования.

В таблице представлены результаты расчетов для сплава АК7ч (ГОСТ РФ 1583-93).

Плавки сплава АК7ч проводили в печи ИСТ-0,06. Рафинирование осуществляли  $\text{MnCl}_2$ . В качестве физических воздействий применяли ТВО – термовременную обработку ( $T = 1000 \dots 1020$  °С,  $\tau = 10 \dots 12$  мин), постоянное магнитное поле с градиентом  $\Delta B / \Delta x = 0,886$  Тл/м при заливке в литейную форму с помощью устройства [7], постоянный элек-

трический ток при кристаллизации ( $j = 0,92 \cdot 10^5 \text{ А/м}^2$ ) [8], а также их сочетания.

**Результаты расчетов (на цилиндрах длиной 300 мм  
и диаметром 26 мм)**

Состав шихты	Способ обработки расплава	$R_k \cdot 10^{-7}, \text{ м}$	$n_0 \cdot 10^{14}, \text{ м}^{-3}$
АК7ч (чушковые материалы)	Исходный (без обработки)	0,9253	0,1083
	ТВО	0,3322	0,3071
	Магнитное поле	0,4056	0,2453
	ТВО + магнитное поле	0,2098	0,4669
	Электрический ток	0,4815	0,2173
	ТВО + электрический ток	0,3071	0,3291
АК7ч (50 % чушковых материалов + 50 % вторичных материалов)	Исходный (без обработки)	0,9706	0,1029
	ТВО	0,3689	0,2688
	Магнитное поле	0,4588	0,2114
	ТВО + магнитное поле	0,2271	0,4043
	Электрический ток	0,5058	0,2011
	ТВО + электрический ток	0,3100	0,3196
АК7ч (100 % вторичных материалов)	Исходный (без обработки)	0,9997	0,1005
	ТВО	0,4234	0,2095
	Магнитное поле	0,4979	0,2096
	ТВО + магнитное поле	0,2658	0,3854
	Электрический ток	0,5431	0,1842
	ТВО + электрический ток	0,3239	0,3087

Из данных таблицы следует, что обработка расплавов физическими воздействиями (как по отдельности, так и в комплексе) приводит к уменьшению  $r_k$  и повышению  $n_0$ . В результате из-за объемного характера кристаллизации в сплавах формируется мелкозернистая структура. Необходимо отметить, что физические воздействия оказали больший эффект на сплав из шихты с повышенным количеством вторичных материалов (лома и отходов).

### Выводы

Разработана универсальная математическая модель для расчета параметров кристаллизации литейных машиностроительных сплавов, обработанных физическими воздействиями, позволяющая прогнозировать

вать критический размер зародышей кристаллизации, количество зародышей и оценить эффективность модифицирующей обработки расплава.

*Работа выполнена в рамках государственной работы «Проведение научно-исследовательских работ (фундаментальных научных исследований, прикладных научных исследований и экспериментальных разработок)» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014–2016 гг. Задание № 2014/113.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Resource-saving technology for the production of cast aluminum alloys / V.B. Deev, V.A. Degtyar, A.I. Kutsenko, I.F. Selyanin, A.P. Voitkov // Steel in Translation. – 2007. – Vol. 37, N 12. – P. 991–994. (In Russian)
2. Влияние температуры перегрева на свойства отливок из силумина / Э.Х. Ри, Х. Ри, С.Н. Химухин, М.Е. Калугин, Д.П. Стаценко, И.В. Крючков // Литейное производство. – 2011. – № 7. – С. 10–12.
3. Деев В.Б. Развитие научных основ тепловых и электромагнитных воздействий на расплавы и разработка ресурсосберегающих технологий получения высококачественных отливок из алюминиевых сплавов: автореф. дис. ... д-ра техн. наук / Комсомольск-на-Амуре гос. техн. ун-т. – Комсомольск-на-Амуре, 2012. – 35 с.
4. Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. Влияние воздействия слабого магнитного поля на скорость ползучести металлов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2009. – № 2. – С. 50–51.
5. Изменение микротвердости алюминия разной чистоты в слабых магнитных полях / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов, И.А. Синяевский, В.Я. Целлермаер // Цветные металлы. – 2012. – № 9. – С. 85–89.
6. Свидетельство о государственной регистрации программ для ЭВМ № 2009613765. Расчет параметров кристаллизации расплава после обработки внешними воздействиями / В.Б. Деев, С.А. Цецорина, И.Ф. Селянин. – № 2009612649; заявл. 14.07.2009; опубл. 14.07.2009.
7. Патент на полезную модель 69072 Российская Федерация, МПК С 22 С 1/02. Устройство для модифицирования сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, В.А. Дегтярь, О.Г. Приходько, Н.В. Башмакова, И.Ю. Кольчурина; патентообладатель Сиб. гос. индустр. ун-т. – № 2007130320; заявл. 07.08.2007; опубл. 10.12.2007.
8. Устройство для модифицирования сплавов в литейной форме 69074 / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, В.А. Дегтярь, О.Г. Приходько, Н.В. Башмакова, И.Ю. Кольчурина; патентообладатель Сиб. гос. индустр. ун-т. – № 2007130318; заявл. 07.08.2007; опубл. 10.12.2007.

## ЗАВИСИМОСТЬ ТОЧНОСТИ ЭВОЛЬВЕНТНОГО ПРОФИЛЯ ОТ УГЛА НАКЛОНА ПРОИЗВОДЯЩЕЙ ЛИНИИ

С.Г. Емельянов, С.А. Чевычелов, П.П. Чистяков

*Юго-Западный государственный университет, г. Курск,  
Ita4i46@gmail.com*

В статье представлено исследование влияния параметров установки производящей поверхности относительно эвольвентного профиля, а также параметров установки производящих линий на точность аппроксимации номинальной поверхности гиперboloидного инструмента.

The article presents the study of the influence of changes in the angle of rotation of the tool axis produces relatively involute profile on the accuracy of its approximation the hyperboloid tool and also the effect on the accuracy of the generating line segmentation.

Аппроксимация эвольвентного профиля крупномодульных зубчатых колес методом непрерывного обката производится прямолинейными отрезками, от количества которых зависит погрешность профиля зуба [1]. Таким образом, для обработки одной боковой поверхности зуба может потребоваться осуществить несколько десятков проходов по его длине.

Повысить производительность процесса фрезерования поверхностей деталей, образующая которых представляет собой участок кривой второго порядка с положительной кривизной, можно за счет применения сменных многогранных пластин (СМП) с прямолинейной режущей кромкой, расположенных под углом к оси вращения инструмента  $\lambda$  (рис. 1) [2]. При этом производящая поверхность фрезы представляет собой множество однополостных гиперboloидов при установке каждой СМП под своим углом наклона к оси инструмента, а фреза получается специальной, и обработка может производиться как на универсальном, так и на оборудовании с ЧПУ [3, 4]. Используя одну прямолинейную образующую, можно с определенной точностью провести формообразование боковой поверхности зуба за один проход. Если необходимо обеспечить более высокую точность, то можно провести обработку ме-

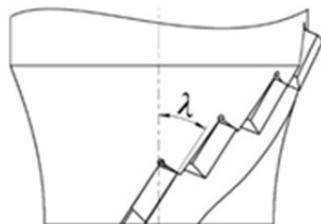


Рис. 1. Угол наклона режущей кромки

тодом непрерывного обката, при этом количество проходов гиперболоидной фрезой будет в несколько раз меньше, чем при использовании обычной фрезы.

Особенностью процесса проектирования гиперболоидных фрез является наличие таких параметров, численные значения которых, заданные на начальных этапах проектирования, оказывают существенное влияние на конечные результаты [5]. К ним относятся: начальный (минимальный) радиус производящей поверхности фрезы  $R$  (рис. 2), угол поворота системы координат производящей поверхности  $[X_S, Y_S]$  относительно системы координат образующей номинальной поверхности  $[X_B, Y_B]$   $\theta_i^\circ$ , радиус эвольвентной окружности  $R_{эв}$  и радиус ограничивающей эвольвенту окружности  $R_{огр.эв}$ . При этом зависимыми параметрами являются габаритные размеры производящей поверхности и углы ориентации производящих линий, а они, в свою очередь определяют количество режущих элементов в одном зубе фрезы и параметры остаточных слоев на формируемой поверхности.

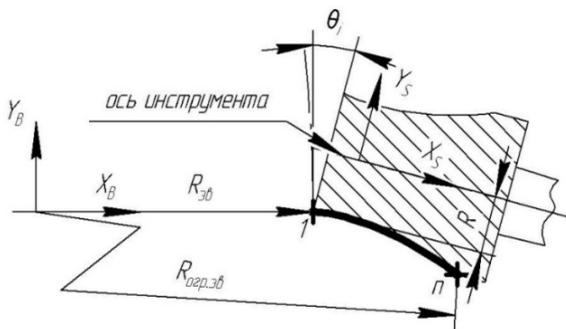


Рис. 2. Параметры установки производящей поверхности

При заданных значениях  $R = 40$  мм,  $R_{эв} = 169$  мм,  $R_{огр.эв} = 198$  мм. Угол наклона прямолинейных образующих производящей поверхности  $\lambda$  изменяется в пределах  $24 \dots 56^\circ$ . При этом погрешность, на участке  $\overline{I, n}$  дискретного представления профиля (рис. 2) принимает как положительные, так и отрицательные значения (рис. 3).

Так как производящая поверхность может иметь несколько прямолинейных образующих, то это может увеличить точность аппроксима-

ции. Использование двух прямолинейных участков позволяет уменьшить разброс значений погрешности в 2,5 раза с  $\frac{+0,054}{-0,071}$  до  $\frac{+0,025}{-0,026}$  (рис. 3, кривая 2).

Проектирование фрез с углами  $\lambda$  индивидуальными для каждой СМП, позволяет уменьшить разброс погрешности более чем в два раза с  $\frac{+0,025}{-0,026}$  до  $\frac{+0,009}{-0,014}$  (рис. 3, кривая 3).

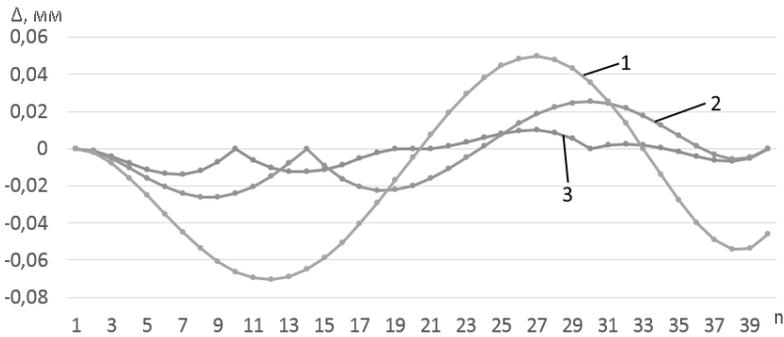


Рис. 3. Отклонение формируемого профиля  $\Delta_{\max}$  при:

кривая 1 –  $\theta = 9,83^\circ$ ,  $\lambda = 29,9^\circ$ ; кривая 2 –  $\theta = 15,2^\circ$ ,  $\lambda_1 = 38,71^\circ$  и  $\lambda_2 = 30,71^\circ$ ;  
 кривая 3 –  $\theta = 16,99^\circ$ ,  $\lambda_1 = 33,88^\circ$ ,  $\lambda_2 = 35,1^\circ$ ,  $\lambda_3 = 30,55^\circ$  и  $\lambda_4 = 29,74^\circ$

Предложенный способ аппроксимации эвольвентного профиля гиперболической кривой позволяет производить обработку боковой поверхности зуба крупномодульных зубчатых колес за один проход. При этом точность аппроксимации зависит от количества прямолинейных образующих, расположенных под углом  $\lambda$  к оси инструмента. Чем меньше длина режущей кромки, тем меньше угол  $\lambda$  и выше точность формообразования. Наилучший результат можно достичь, располагая каждую СМП под своим рассчитанным углом  $\lambda$ , для рассмотренного случая отклонение формируемого профиля  $\Delta_{\max} = 0,014$  мм.

*Работа выполнена на основании государственного задания Минобрнауки РФ, проект № 2125.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Отт О.С.* Сборные дисковые зуборезные фрезы и процесс механической обработки крупномодульных зубчатых колес на станках с ЧПУ // Известия МГТУ МАМИ. – 2011. – № 1. – С. 174–177.
2. *Emel'yanov S.G., Chevychelov S.A.* Errors of profile formed by hyperbolic mill // Russian Engineering Research. – 2008. – Vol. 28, N 1. – P. 31–34. (In Russian)
3. *Чевычелов С.А.* Анализ результатов процесса проектирования гиперболических фрез // Вестник машиностроения. – 2007. – № 12. – С. 64–66.
4. *Емельянов С.Г., Чевычелов С.А.* САПР гиперболических фрез для репрофилирования рельсов // Вестник машиностроения. – 2007. – № 12. – С. 62–64.
5. *Емельянов С.Г., Чевычелов С.А., Чистяков П.П.* Разработка САПР гиперболических фрез для обработки эвольвентных профилей // Справочник. Инженерный журнал с приложением. – 2014. – № 4 (205). – С. 42–46.

## ОЧИСТКА ВЫХЛОПНЫХ ГАЗОВ ДИЗЕЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ОТ САЖИ: МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ С УЧЕТОМ ПОЛИДИСПЕРСНОСТИ ЧАСТИЦ

**У.Г. Ефанова<sup>1</sup>, Н.В. Верниковская<sup>1,2</sup>, А.С. Носков<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск*

<sup>2</sup>*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г. Новосибирск,  
kafedra.ipe@mail.ru*

Работа посвящена математическому моделированию процесса улавливания сажи дизельными фильтрами с учетом распределения частиц по размерам. Проведена имитация заполнения фильтра сажей в зависимости от времени процесса и насыпной плотности сажи.

The paper is devoted to the mathematical modeling of diesel soot filters capture with the particle size distribution. Conducted simulation fill the filter with soot depending on the time of the process and the bulk density of the carbon black.

Все больше и больше дизельные двигатели проникают на мировой рынок автомобилей, что обусловлено, главным образом, их высокой эффективностью и низкой стоимостью топлива. Постоянный рост доли рынка оказывает отрицательное воздействие на окружающую среду.

Известно, что дизельные двигатели по сравнению с двигателями внутреннего сгорания выбрасывают в атмосферу много мелких частиц сажи, оксидов азота и других вредных выбросов. Поэтому очистка выхлопных газов дизельных двигателей на сегодняшний день является актуальной задачей.

Цель работы – разработка и реализация численного алгоритма процесса улавливания сажи дизельными фильтрами с учетом полидисперсности частиц.

Для решения поставленной задачи была разработана математическая модель, позволяющая путем решения системы уравнений рассчитывать пространственное распределение температуры, количество уловленной сажи, концентрации сажи, кислорода и углекислого газа по толщине фильтра, а также эволюцию системы во времени.

В качестве параметров, влияющих на показатели процесса заполнения фильтра сажей, рассматривались: время процесса, насыпная плотность сажи, медиана для частиц, стандартное отклонение от медианы в нормально-логарифмическом распределении частиц по размерам. Расчеты показывают, что диаметр пор материала фильтра уменьшается от  $1 \cdot 10^{-5}$  до  $1 \cdot 10^{-6}$  м на входе и до  $5 \cdot 10^{-6}$  м на выходе (рис. 1).

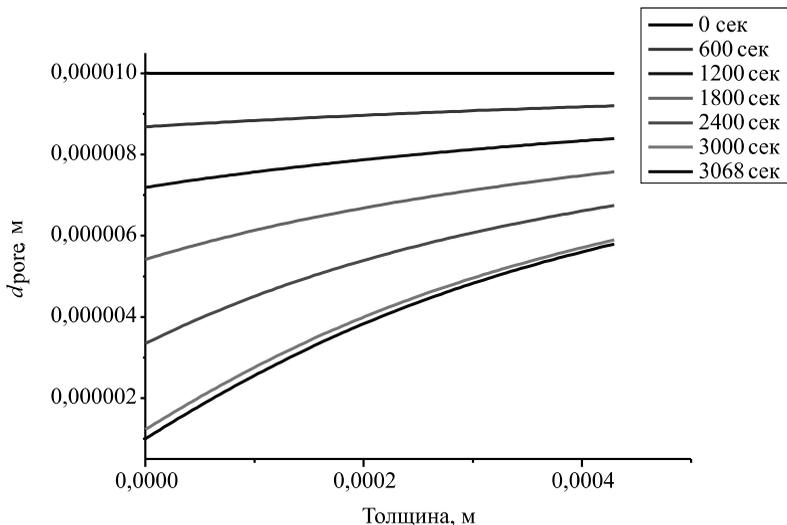


Рис. 1. Изменение диаметра пор материала в зависимости от толщины фильтра

Уменьшение диаметра пор и пористость фильтра приводят к тому, что частицам сажи все труднее проникать вглубь фильтра. Чем больше концентрация сажи в порах фильтра, тем выше эффективность улавливания и быстрее увеличивается концентрация осажденной сажи в фильтре. При этом доля свободного объема пор материала фильтра уменьшается от 0,86 до 0,09 м на входе и до 0,45 м на выходе (рис. 2).

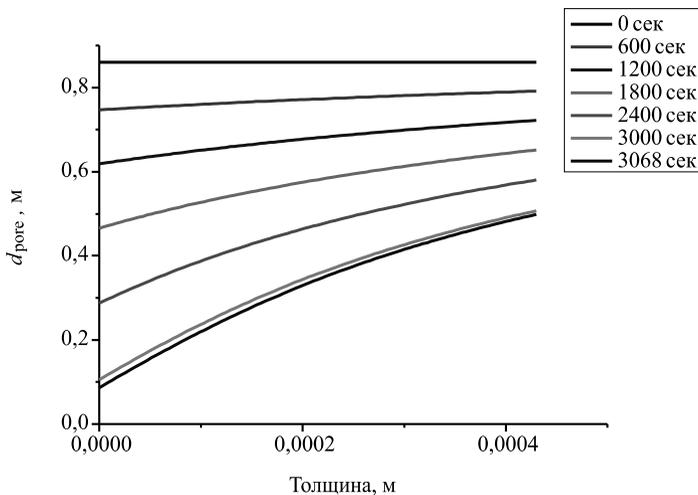


Рис. 2. Доли свободного объема пор в зависимости от толщины фильтра

Таким образом, разработанный алгоритм учета распределения частиц сажи по размерам позволяет с более высокой точностью рассчитать эффективность ее улавливания дизельными фильтрами.

# **ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИСТОЧНИКА ПИТАНИЯ НА СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССА РДС**

**Д.П. Ильященко**

*Юргинский технологический институт  
Национального исследовательского Томского  
политехнического университета, г. Юрга, mita8@rambler.ru*

В настоящее время на рынках сварочного оборудования представлено большое количество источников, выпускаемых рядом российских и зарубежных фирм – производителей сварочного оборудования. Выпускаются установки, реализующие различные энергетические воздействия на каплю электродного металла при РДС (ММА), такие как Fronius (Австрия), Lincoln Electric (США), ESAB (Швеция), УКП (Технотрон, Россия), ВКЗ (ИТС, Россия) и т. д. Однако, на данный момент не существует комплексной методики, которая могла бы объективно оценивать сварочные свойства оборудования с точки зрения стабильности процесса сварки, поэтому выбор источников питания по принципу «цена–качество» необъективен.

В работе приведены результаты экспериментальных исследований технологических особенностей (величина разбрызгивания, стабильность процесса сварки) ручной дуговой сварки покрытыми электродами (ММА) от источников питания, обеспечивающих различное энергетическое воздействие на каплю электродного металла (инверторный источник, диодный выпрямитель). Установлено, что инверторные источники питания (за счет снижения величины пиковых нагрузок) обеспечивают высокое качество сварки (более стабильный процесс, меньшая величина разбрызгивания), а это приводит к снижению себестоимости изготовления изделия за счет уменьшения операций по зачистке швов, экономии сварочного материала, а также к увеличению эксплуатационной надежности сварных конструкций.

Currently on the market of welding equipment represented a large number of sources, produced by a number of Russian and foreign companies – manufacturers of welding equipment available installation implementing various energy impact on the drop electrode metal in RDS (MMA), such as Fronius, Austria, Lincoln Electric, USA, ESAB, Sweden), PPC (Tekhnotron, Russia), IBD (ITS, Russia), etc. However, at the moment there is no comprehensive methodology that could objectively evaluate the welding characteristics of equipment, from the viewpoint of the stability of the welding process, so the choice of power sources on the principle of «price-quality» welding biased. The paper presents the results of ex-

perimental studies of technological features (size of the spray, the stability of the welding process) manual arc welding with coated electrodes (MMA) on the power supply for the different energy impact on the drop of the electrode metal (inverter power source, diode rectifier). INSTALLATIONS, inverter power sources (by reducing the magnitude of peak) provide high quality welding (process more stable, smaller spray quantity), and this leads to cost savings for the manufacturing of a product by reducing the cleaning operations of seams, welding material saving, as well as increase the operational reliability of welded structures.

Стабильность процесса сварки можно характеризовать по величине разбрызгивания электродного металла, которое можно оценить по отношению [1]  $\frac{I_{кз}}{I_2} \rightarrow 1$ , где  $I_{кз}$  – ток короткого замыкания, А;  $I_2$  – ток

дуги, А. Разбрызгивание электродного металла зависит от энергетических параметров сварочных источников питания, которые оказывают воздействие на скорость нарастания тока короткого замыкания, и тем самым на величины: мощности электрического взрыва в момент отрыва капли после короткого замыкания; амплитудного значения тока [2].

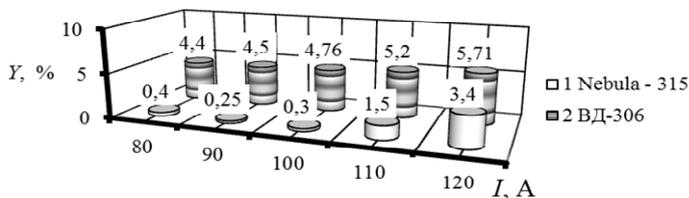
Осциллограммы приведенных процессов РДС покрытыми электродами [3] показывают более стабильный процесс при использовании инверторного источника (амплитуда колебания сварочного тока составляет до 20 А;  $\frac{I_{кз}}{I_2} < 1,2$ ), чем от диодного выпрямителя (амплитуда

колебания сварочного тока составляет до 50 А;  $\frac{I_{кз}}{I_2} < 1,4$ ). Отличия можно объяснить различием ВАХ источника питания [4]: у диодного –пологопадающая, а у инвертора на участке горения дуги – штыковая.

В работе [5] исследовано влияние величины сварочного тока на количество разбрызгиваемого электродного металла при использовании различных марок покрытых электродов. В качестве источника питания применяли выпрямитель ВД-306 УЗ и инверторный источник Nebula-315. Результаты проведенных исследований представлены на рисунке.

Увеличение величины разбрызгивания при увеличении сварочного тока (см. рисунок) можно объяснить тем, что повышение тока приводит к уменьшению сил поверхностного натяжения, препятствующих отрыву капли и увеличению сил отрыва капли (силы: электродинами-

ческие и давления газовых потоков), тем самым происходит переход от крупнокапельного перехода к мелкокапельному, а следовательно, увеличивается количество отрывов капли и разрушение перемычки между каплями и электродом, что приводит к увеличению разбрызгивания.



Влияние силы тока на величину разбрызгивания электродного металла при РДС покрытыми электродами диаметром 3 мм – LB 52 (основное покрытие)

Анализ экспериментальных данных позволил описать полученную зависимость (в диапазоне сварочного тока 80...120 А) математическим уравнением вида

$$Y = aI^2 + bI + c,$$

где  $a$ ,  $b$ ,  $c$  – эмпирические коэффициенты,  $R^2$  – величина достоверности аппроксимации (представлены в таблице).

#### Эмпирические коэффициенты уравнения (1)

Электрод	ВД-306			Nebula-315		
	$a$	$b$	$c$	$a$	$b$	$c$
LB-52U	0,0007	-0,115	8,86	0,003	-0,677	30,67

По результатам исследований установлено, что сварочные инверторные источники обеспечивают высокое качество сварки (более стабильный процесс, меньшая величина разбрызгивания), а это приводит к снижению себестоимости изготовления изделия за счет уменьшения операций по зачистке швов, экономии сварочного материала.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Федько В.Т.* Теория, технология и средства снижения набрызгивания и трудоемкости при сварке в углекислом газе. – Томск: ТГУ, 1998. – 432 с.
2. Метод борьбы с разбрызгиванием при сварке в  $\text{CO}_2$  / В.Т. Федько, О.Г. Брунов, С.А. Солодский, А.В. Крюков, П.Д. Соколов // Технология машиностроения. – 2005. – № 5. – С. 24–30.
3. Investigating the influence of the power supply the weld joints properties and health characteristics of the manual arc welding / D.P. Ilyashchenko, D.A. Chinkhov // Materials Science Forum. – 2011. – N 12. – P. 704–705.
4. Толстых Л.Г., Толстых А.Л., Воннерук А.А. Инверторные источники питания для дуговой сварки // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2009. – № 9. – С. 29–31.
5. *Il'yashenko D.P., Sapozhkov S.V.* Splashing in manual arc coated electrode welding and methods of reducing splashing // Welding International. – 2008. – Vol. 22, N 12. – P. 874–877.

## ОЦЕНКА ДИНАМИЧЕСКОЙ НАГРУЖЕННОСТИ ТРАНСМИССИИ ГИБРИДНОГО АВТОМОБИЛЯ

**А.Р. Имангулов, Н.М. Филькин**

*Ижевский государственный технический университет  
им. М.Т. Калашникова, г. Ижевск, rocky1990@mail.ru*

В статье приведены результаты компьютерного моделирования режима трогания экспериментального гибридного автомобиля. Дана оценка динамической нагрузки трансмиссии данного автомобиля.

The article includes the results of computer simulation of breakaway mode of the test hybrid car. Assessment of dynamic loading of this car powertrain is given.

На сегодняшний день одним из ведущих направлений по снижению негативного воздействия транспорта на окружающую среду является разработка конструкций гибридных энергосиловых установок (ГЭСУ), состоящих из двигателей внутреннего сгорания (ДВС) и электродвигателей (ЭД). В таких энергосиловых установках более эффективно используется электрическая и тепловая энергия при выполнении заданного объема работ, в результате чего на 30...50 % улучшается топливная экономичность, уменьшается уровень шума, существенно повышается экологическая безопасность транспортных средств.

Вопросы изучения динамических процессов, протекающих в трансмиссиях транспортных средств, всегда вызывали интерес у многих исследователей. Известно, что при протекании процессов во время неустановившегося режима работы (при включении и выключении фрикционной муфты, при переключении передач, при торможении, при пуске двигателя и др.) динамические нагрузки в трансмиссии могут быть в несколько раз больше максимального крутящего момента двигателя, что негативно отражается на работоспособности машины.

Поскольку в настоящее время нет общего подхода по определению динамических нагрузок в трансмиссиях, то очевидна потребность в теоретических и экспериментальных исследованиях динамических процессов, возникающих в трансмиссионных системах машин.

Наибольшие динамические нагрузки трансмиссии возникают в неблагоприятных, но вполне реальных условиях эксплуатации, таких как трогание с места путем резкого включения или «броска» сцепления, выезд застрявшего автомобиля методом «раскачки» и т. д. Как показали эксперименты и расчеты, нагрузки трансмиссии при «бросках» сцепления можно принимать за максимальные в реальных условиях эксплуатации. Поэтому данный режим используется для оценки прочности деталей трансмиссии [1].

В работах [2, 3] приведена рациональная динамическая модель трансмиссии гибридного автомобиля с колесной формулой  $4 \times 2$  для исследования динамических процессов.

При определении динамических нагрузок в трансмиссии момент трения сцепления  $M_c$  задается в виде экспоненциальной зависимости [4]:

$$M_c = M_{c\max}(1 - e^{-kt}), \quad (1)$$

где  $M_{c\max}$  – статический момент полностью включенного сцепления;  $k$  – константа, характеризующая темп включения сцепления;  $t$  – время.

Охарактеризовать динамические нагрузки, возникающие в элементах трансмиссии машин, можно с помощью упругих моментов:

$$M_{el_i} = c_i \varepsilon_i, \quad (2)$$

где  $M_{el_i}$  – упругий момент на соответствующем упругодемпфирующем участке;  $c_i$  – крутильная жесткость соответствующего упругого звена;  $\varepsilon_i$  – угловая деформация упругого звена.

Динамическую нагруженность трансмиссии удобно оценивать коэффициентом динамичности  $k_d$  [4], под которым понимается отношение

$$k_d = \frac{M_{el_{\max}}}{M_{e_{\max}}}, \quad (3)$$

где  $M_{el_{\max}}$  – максимальный момент в звене трансмиссии, приведенный к первичному валу коробки передач;  $M_{e_{\max}}$  – максимальный момент двигателя по внешней характеристике, приведенный к первичному валу коробки передач.

В качестве исследуемого был выбран гибридный автомобиль, ДВС и ЭД которого работают на один выходной вал энергосиловой установки и соединены ременным редуктором с передаточным числом, равным 1,4. При этой схеме в момент трогания оба двигателя разгоняют автомобиль. Максимальный крутящий момент ДВС – 46 Н·м, а ЭД – 100 Н·м.

Компьютерное моделирование осуществлялось в среде имитационного моделирования Matlab/Simulink. В качестве численного метода решения обыкновенных дифференциальных уравнений была выбрана функция ode45. Ode45 базируется на явном методе Рунге-Кутты.

Расчетные исследования показали, что наиболее нагруженным элементом трансмиссии данного гибридного автомобиля при резком трогании с места являются полуоси. Коэффициент динамичности на этом звене равен 1,9.

Также необходимо отметить, что большие динамические нагрузки испытывают шины ведущих колес и упругие элементы подвески. Коэффициенты динамичности для этих звеньев равны 2 и 5,5 соответственно.

Итак, подводя итог, можно предположить, что, подбирая оптимальные значения коэффициентов крутильной жесткости и коэффициентов демпфирования звеньев трансмиссии, можно добиться уменьшения динамических нагрузок, возникающих в любой трансмиссионной системе.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Цитович И.С., Альгин В.Б.* Динамика автомобиля. – Минск.: Наука и техника, 1981. – 191 с.
2. *Имангулов А.Р., Филькин Н.М.* Математическое моделирование динамики трансмиссии гибридного автомобиля параллельной компоновочной

схемы // Интеллектуальные системы в производстве. – 2013. – № 1 (21). – С. 73–75.

3. Имангулов А.Р., Филькин Н.М. Об упрощении динамической модели трансмиссии гибридного легкового автомобиля // Интеллектуальные системы в производстве. – 2013. – № 2 (22). – С. 55–58.

4. Автомобили: Конструкция, конструирование и расчет. Трансмиссия: учеб. пособие для спец. «Автомобили и тракторы» / А.И. Гришкевич, В.А. Вавуло, А.В. Карпов, Л.А. Молибошко, О.С. Руктешель; под. ред. А.И. Гришкевича. – Минск.: Вышэйшая школа, 1985. – 240 с.

## **КОНЦЕПЦИЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ НИЗКОСКОРОСТНОГО ТОРЦЕВОГО СИНХРОННОГО ГЕНЕРАТОРА ПО ЗАДАНЫМ ПОКАЗАТЕЛЯМ КАЧЕСТВА**

**Е.В. Карпенко**

*Сибирский федеральный университет,  
г. Красноярск, cat.kras@gmail.com*

Объектом исследования является низкоскоростной торцевой синхронный генератор. В работе вкратце изложен алгоритм автоматизированного проектирования торцевого генератора: основные этапы, их последовательность, влияющие параметры.

Object of research is the axial flux permanent magnet generator. The paper outlined the algorithm of computer-aided design of generator namely these are the sequence of main steps and the parameters.

Низкоскоростной торцевой синхронный генератор является перспективной разработкой коллектива научных сотрудников Сибирского федерального университета и используется в качестве объекта научного исследования. Целью исследования является проработка целостного подхода к проектированию конструкции и анализу работоспособности торцевого генератора по задаваемым входным данным. Необходимость в таком подходе обусловлена предыдущим опытом проектирования опытных образцов генератора. Основные этапы проектирования торцевого генератора для микрогидроэлектростанции представлены на рис. 1.

В отсутствие четко просматриваемой зависимости электромагнитных характеристик генератора от геометрических параметров всегда

есть проблема выбора оптимальной конструкции. Существует необходимость установить зависимость между входными параметрами генератора и выходными параметрами. Немаловажно оценить работоспособность генератора по критериям прочности конструкции, тепловыделения и другим.

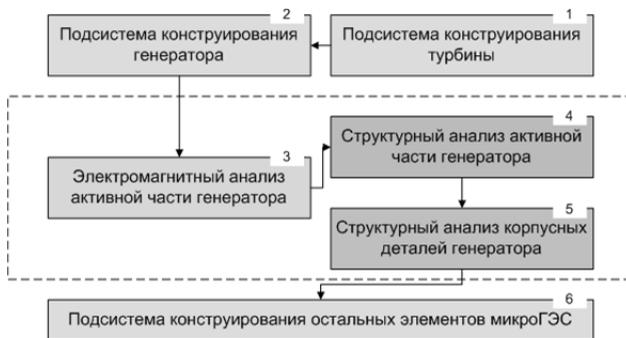


Рис. 1. Структура среды автоматизированного проектирования микрогидроэлектростанции

Решение следующих задач позволяет достичь поставленной цели. Во-первых, необходимо представление электромагнитной модели торцевого генератора в виде зависимости входных и выходных параметров и выявление переменных, влияющих на геометрию модели. Во-вторых, требуется формализация набора геометрических размеров в виде параметрических зависимостей и увязка с электрическими характеристиками торцевого генератора. В-третьих, определение ключевых параметров, влияющих на создание упрощенной расчетной модели, является важным этапом, а также построение конечноэлементной модели. Итогом исследования является заключение о пригодности полученной модели для производства либо перечень рекомендаций по внесению усовершенствований и доработок в модель.

Разработка конструкции торцевого генератора выполняется по следующим входным параметрам: мощность (Вт), частота вращения (об/мин), внутренний диаметр активной части генератора – сборки ротора и статора (мм), внешний диаметр активной части (мм), сечение провода обмотки статора (мм<sup>2</sup>). Таким образом, геометрия генератора изначально ограничивается в своем диаметре, и единственной возможностью изменения мощности является варьирование количеством дисков ротора и статора в генераторе.

Базовой конструкцией для проектирования является одноступенчатый торцевой генератор, состоящий из одного ротора и одного статора (рис. 2).

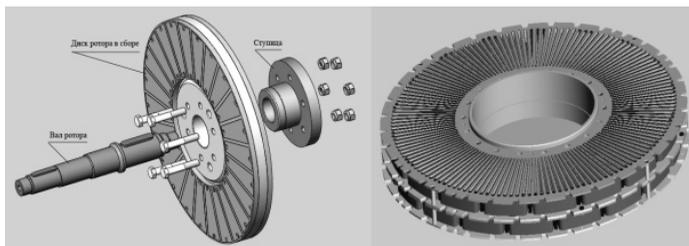


Рис. 2. Ротор и статор в сборе

Активная часть генератора представлена трехзонной моделью, включающей обмоточную структуру беспазового статора, воздушный зазор и постоянные магниты ротора [1]. С учетом количества дисков ротора и статора выполняется расчет следующих параметров: уточненные внутренний и наружный диаметры активной части генератора, высота (толщина) активной части, размеры зубцов статора, размеры постоянных магнитов, количество зубцов статора и количество магнитов, масса активной части, масса магнитов, масса проводников.

Выбор оптимальной компоновки активной части генератора осуществляется методом многокритериальной оптимизации – для переменной целевой функции устанавливаются критериальные ограничения (пределы изменения и шаг варьирования) и выставляются весовые коэффициенты (например, сначала отбор меньших по массе, потом отбор с большей частотой вращения, далее отбор с большей мощностью и т. д.) [2].

По форме и габаритным размерам активной части проектируется корпус генератора, вал и другие сборочные единицы и детали, входящие в состав изделия. Ротор генератора передает движение на вал через ступицу, статоры неподвижно закрепляются в корпусе генератора. Воздушный зазор между статором и ротором выставляется конструктивно, однако его величина является расчетным значением. Проблема обеспечения постоянной величины воздушного зазора по диаметру генератора возникает вследствие действия силы магнитного притяжения между статором и ротором. Порядок силы может достигать таких значений, что происходит деформация диска ротора; как следствие, воздушный зазор уменьшается до тех пор, пока ротор не начнет задевать статор. В таком состоянии генератор не может считаться работоспособным.

С целью определения действующей силы магнитного притяжения строится расчетная конечноэлементная модель генератора. Путем проведения электромагнитного анализа находится величина магнитной индукции и ее распределение в воздушном зазоре генератора, по которой делается вывод о порядке силы магнитного притяжения. В связке с электромагнитным анализом запускается структурный анализ для определения напряжений, деформаций и перемещений диска ротора.

Такой подход к проектированию торцевого генератора позволяет существенно сократить трудоемкость конструкторско-технологических работ и сэкономить средства на проведении натуральных экспериментов, однако не исключает их совсем.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Электромагнитная модель и оптимизация параметров торцевого генератора / А.Л. Встовский, М.П. Головин, К.С. Федий, Н.А. Колбасина, Д.И. Морозов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – Т. 14, № 1–2. – С. 653–657.

2. Морозов Д.И., Карпенко Е.В., Колбасина Н.А. Оптимизационный синтез параметров низкоскоростного торцевого синхронного генератора // Вестник СибГАУ. – 2012. – Вып. 1 (41). – С. 38–42.

## АНАЛИЗ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СИСТЕМ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА МЕТОДОМ МОМЕНТНЫХ НАБЛЮДЕНИЙ

**В.В. Кокарева, К.Т. Саттарова, Н.Д. Проничев**

*Самарский государственный университет  
им. академика С.П. Королева,  
г. Самара, victoriakokareva@gmail.com*

В данной статье рассматривается применение метода моментных наблюдений для аудита рабочих мест механического цеха единичного типа производства одного из самарских предприятий. Для анализа эффективности работы производственной системы необходимы организационно-технические данные каждого этапа производства. Метод моментных наблюдений позволяет наиболее точно определить производительность труда на предприятии. Результаты наблюдений могут послужить основой для разработки и принятия нового «производственного» плана на базе средств реинжиниринга или бережливого производства.

This paper describes the application of a ratio-delay to a study of operations of mechanical Job-Shop production in Samara factory. To analyze the operations efficiency it may be necessary to obtain organizational and technical data in each job stages. In fact, ratio-delay is an effective tool to determine direct labor productivity for shop floor activities. In the context of manufacturing operations, ratio-delay can determine productivity levels as a baseline that provides focus for new «industrial engineered» improvement measures of complex re-engineering project or lean management.

## **Введение**

Одна из наиболее важных производственных функций заключается в эффективном преобразовании входных параметров в требуемые выходные. Сегодня учитываются многие производственные факторы, такие как производственная мощность завода, доля рабочего времени, доля «простоев» или «задержек» в рабочем времени, необходимое время для выполнения технологической операции, которые влияют на эффективность работы предприятия [1]. Данная работа базируется на анализе производственных операций, направленных на повышение эффективности за счет более совершенных методов работы и устранения узких мест в производственном процессе.

На заводе, ставшем объектом для проведения исследования, операции часто включают в себя множество различных систем классификации работ и большое количество рабочих. Для анализа выполнения операций могут потребоваться данные о трудовых требованиях, оборудовании, а также каждой категории рабочих мест. Это приводит к необходимости оценки времени, затраченного на работу, – единицы или доли времени, затраченного на выполнение основной работы, задержку времени или времени, в течение которого оборудование находится в режиме ожидания начала следующей операции, и т. д. Это также может быть существенным для получения картины движения материальных ресурсов, перевозимых вручную или с помощью погрузчика, об объемах перевозок за одну поездку или количестве таких поездок, необходимых для перевозки всего материала. Наиболее логичным способом получения такой картины является наблюдение за рабочими. На самом деле метод моментных наблюдений является эффективным инструментом для определения непосредственной производительности трудовой деятельности цеха. Определение того, добавляет ли затраченное время стоимость конечному продукту или нет, необходимо для определения полезности деятельности, направленной на преобразование продукта в процессе создания стоимости конечного изделия.

Например, нарезка вала до нужной длины, применяемая в авиационной промышленности, является операцией, добавляющей стоимость продукту, потому что эта работа преобразует форму профиля. С другой стороны, транспортировка с одного рабочего станка на другой не изменяет профиль транспортируемого изделия и, следовательно, не добавляет ценности продукту. Мы также анализируем погрузочно-разгрузочные работы, наладку оборудования, получение рабочего задания и отсутствие рабочих на своих рабочих местах.

### **Метод моментных наблюдений**

Метод моментных наблюдений по существу является процессом выборки, который включает девять этапов: поиск проблемы, обозначение проблемы, информирование о проблеме, осуществление подготовки к сбору данных, непосредственный сбор данных и избежание сбоев в работе, анализ и проверка данных, обмен данными, создание рекомендаций, подтверждение результатов плана усовершенствования режимов работы. В качестве предварительного шага мы подготовили должностную инструкцию для выполнения операций. Для обеспечения последовательной квалификации наблюдений были подробно определены характеристики каждой категории работ. Каждое наблюдение заносится в виде специального знака в соответствующей графе обходного листа. Метод моментных наблюдений следует применять, если наблюдения являются случайными, независимыми, проводятся беспристрастно, а также при достаточно большом числе наблюдений. На втором этапе наблюдатель собирает определенную эмпирическую информацию о текущем состоянии проблемы, определяет будущее состояние и обосновывает принятое решение задачи, используя принятые критерии и показатели, такие как окупаемость инвестиций (ROI), внутренняя норма доходности (IRR). Например, для выполнения операции может потребоваться сократить время на поставку свинца с десяти до трех дней, или, возможно, компания захочет спроектировать чертежи для в течение одного дня вместо текущих трех дней.

### **Проведение анализа производственной системы**

Мы проанализировали механический цех единичного типа производства в Самаре, чтобы показать, как метод моментных наблюдений может быть использован в исследовании деятельности завода. Исследуемое единичное производство изделий организовано на заводе, включает в себя некоторое количество оборудования различного назначения,

Таблица 1

## Сводная таблица для обработки данных наблюдений за один месяц

Шифр причин	Количество наблюдаемых простоев	Расчетный процент простоев	Время простоев, мин	Расшифровка
1	2	4	6	7
13-а	8	6,61	340	Нукомплектovanность участка рабочей силой
13-б	24	19,83	2130	Невыход на работу рабочего
15-а	13	10,74	630	Идет освоение программы
15-б	17	14,05	855	Деталь в ЦИЛ (контроль детали)
15-г	2	1,65	90	Поломка детали
16-б	5	0,83	180	Ошибка в технологической документации
6-1	1	0,83	50	Неточность предыдущей наладки, переналадка
8-а	8	6,61	360	Отсутствие инструмента
8-б	4	3,31	180	Некачественный инструмент
9-10	9	10,74	240	Отсутствие заготовки в результате некачественной заготовки
ИТОГО	91	х	5055	Х

Таблица 2

## Статистика полученных данных

Причина простоя	Количество наблюдаемых простоев	Расчетный процент	Время простоев,	<i>p</i>
Служба обеспечения инструментом	12	14,05	780	0,04
Служба контроля	22	18,18	1025	0,07
Служба обеспечения рабочими	32	26,45	2470	0,11
Наладка	1	13,22	830	0,003
Внедрение новой детали	13	10,74	630	0,04
Проблема с заготовкой	11	14,88	700	0,037
ИТОГО	91			0,3

расположенного в различных цехах. Каждая операция технологического процесса требует уникальных технологических возможностей оборудования и строгого соблюдения последовательности обработки. Согласно проведенному исследованию данной производственной системы, были выявлены следующие проблемы: отсутствие детального планирования, отсутствие виртуализации технологических требований к продукту, нехватка производственной мощности рабочих зон, отсутствие оптимального порядка запуска изделий в обработку, большой перечень обрабатываемых деталей, используемых материалов и инструментов.



Рис. 1. Продолжительность основных причин простоев

Таблица 3

**Потеря денежных средств за время моментных наблюдений**

Наименование оборудования	Станко-час, руб.	Количество простоев за время наблюдения, ч	Потеря денежных средств за время наблюдения, руб.
MIKRON UCP 800 DURO	3877,80	18,85	73096,55582
MIKRON UCP 800 DURO	3877,80	14,5	56228,11986
HERMLE C42 U	2785,69	41,9	116720,5866
CHIRON FZ 12	2565,25	36,5	93631,54167
<b>ИТОГО:</b>			<b>339 676,80</b>

## Элементы затрат рабочего времени



Рис. 2

Таблица 4

## Элементы рабочего времени

Элементы затрат рабочего времени	Описание
Время выполнения производственных операций	Производственные операции
Регулируемые потери	Подготовка и обслуживание оборудования и рабочего места
Машинное время	Получение работы, изучение технической документации, контроль
Время обслуживания	Смена инструмента, подготовка и очистка инструментов, профилактический осмотр, смазка оборудования, уход и очистка рабочего места, профилактическое и диагностическое обслуживание
Нерегулируемые потери	Нарушение производственного процесса (технические и организационные причины)
Потери времени, связанные с техническими проблемами	Аварийный ремонт оборудования
Потери времени, связанные с организационными проблемами	Отсутствие заготовок, инструментов, технической документации, различных видов энергии, ожидание дежурного обслуживающего персонала

Для осуществления обходов было выбрано четыре технологически подобных станка: MIKRONUCP 800 DURO, MIKRONUCP 800 DURO, HERMLEC42 U и CHIRONFZ 12. Метод моментных наблюдений позволил получить следующие данные: 1) доля простоев (непродуктивного времени работы) оборудования в общей продолжительности рабочего времени; 2) необходимое время выполнения операции на конкретном рабочем месте; 3) карта прохождения обработки; 4) потеря «производственных» денежных средств за время наблюдений на основании рассчитанного станко-часа. Данные, собранные за 21 день наблюдений, приведены в табл. 1. Для облегчения анализа таблица была упрощена путем сведения причин простоев под основные шесть функций. Данные приведены в табл. 2. Расчетный процент простоев определяется как отношение времени наблюдаемых простоев (рис. 1) к общему числу простоев оборудования. Если расчетный процесс простоев представить как  $p$ , то получим соотношение  $p = 91/300 = 0,3$  (табл. 2).

### **Анализ и проверка данных**

Для обеспечения эффективности метода моментных наблюдений наблюдателю необходимо иметь данные, собранные в течение дня, которые вносятся по окончании рабочего дня в предварительно разработанную и информативную таблицу или контрольную карту табл. 3. Затем информация может быть использована для разработки и внедрения проектов по повышению производительности для приоритетных областей (рис. 2). Например, если операторы проводят большую часть времени за непосредственной обработкой детали, то службе управления может потребоваться сосредоточить свое внимание и усилия на сокращении времени этой обработки, прежде чем приступить к другим проектам.

Более детальные исследования могут указать, является ли время обработки изделия, которое затрачивает оператор, больше оптимального времени на выполнение данной операции, или же темп работы является приемлемым (табл. 4). Коэффициент простоя является очень простым и эффективным показателем для определения базового уровня производительности. Коэффициент простоя является эффективным также с точки зрения экономичности, поскольку он не требует больших затрат времени и денежных средств. Кроме того, данный метод является одним из наиболее простых методов для сбора оперативных данных. При этом большие объемы собранных данных являются достоверными и надежными для работы по устранению выявленных сбоев в работе завода.

## **Аналитические модели цепочки поставок**

Использование метода моментных наблюдений позволяет строить цепочки поставок для создания интегрированного процесса, в котором ряд различных бизнес-структур работают вместе с целью приобретения сырья, преобразования этого сырья в требуемые конечные продукты и доставки этих конечных продуктов конечному потребителю (розничная торговля). Мы предлагаем использовать для каждого этапа в системе производства различные субмодели на основе выявленных затрат в цепочке поставок: контроль материала, контроль производства, готовой продукции в виде запасов запасами (на складе), контроль реализации. Каждая из этих субмоделей базируется на минимальной стоимости, при этом обеспечивается достижение целей: установка объемов материалов для заказа, изменение порядка интервалов и примерное время отклика для всех цепочек поставок сырья, материалов и готовых изделий, учет сроков выполнения, скорости производства, спецификации материала, данные о затратах и производственных требованиях; определяется многообразие объемов и сроков поставок для каждого продукта с учетом времени реагирования.

### **Заключение**

Основываясь на анализе методом моментных наблюдений, мы разрабатываем организационные и технические меры для устранения выявленных потерь времени, сокращая время, необходимое для выполнения определенной работы, и увеличения на этой основе доли продуктивного рабочего времени в течение смены или месяца.

*Работа поддержана Министерством образования и науки Российской Федерации в рамках реализации Программы повышения конкурентоспособности СГАУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 годы.*

# ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВЕННОЙ СИСТЕМЫ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА ИНСТРУМЕНТАМИ БЕРЕЖЛИВОГО ПРОИЗВОДСТВА

**В.В. Кокарева, А.Н. Малыхин, В.Г. Смелов**

*Самарский государственный аэрокосмический университет  
им. академика С.П. Королева, г. Самара, victoriakokareva@gmail.com*

Данная статья направлена на освоение принципов и средств бережливого производства при построении производственных систем, а именно имитационного моделирования с целью устранения потерь и увеличения производительности. Модель построена в Tecnomatix Plant Simulation.

This paper takes a first step toward connecting theory concerning Lean methodology and the manufacturing organization by using Tecnomatix Plant Simulation tools. We built a simple Input-Output production model to show the main Method and Objects in Tecnomatix Plant Simulation, which are optimized systems for reducing waste and increasing throughput.

## **Введение**

Сегодня основной целью любой производственной службы предприятия является модернизация и развитие средств оперативного планирования и его оптимизация. Основным объектом оптимизации служит продолжительность производственного процесса (механическая обработка, сборка, операции контроля и т. п.), которая в конечном итоге выражается в денежном эквиваленте. Для решения столь сложных технических задач планирования производственных систем необходимо применять методы моделирования для определения оптимального времени и последовательности обработки, планировки цеха, базирующиеся на принципах бережливого производства. Основопологающим элементом данной концепции выступает процесс идентификации и ликвидации любого рода производственных потерь: перепроизводство, ожидание, транспортировка, нетребуемые действия, брак. Наиболее производительным методом определения и устранения потерь в производственной системе является имитационное моделирование (симуляция), так как производственная система является системой типа «вход-выход», где объекты, проходя определенную последовательность операций, образуют готовую продукцию. Соответственно, при моделировании можно определить производительность, стоимость как отдельной операции, так и общую. В данной работе предлагается использовать Tecnomatix Plant Simulation, с помощью которого можно визуализи-

зировать и оптимизировать производственный поток, потребление и распределение ресурсов на любом уровне планирования. В построенной имитационной модели цеха или его участка за счет средств симуляции можно реализовать систему производства JIT (Just-In-Time)/JIS (justinsequence), Kanban.

### **Методология бережливого производства**

В методологии бережливого производства выделяют пять факторов: понимание потребительской ценности, выявление потока создания ценности каждого вида продукта или производственного процесса с устранением потерь, организация «выталкивающей» производственной системы, которая обеспечит непрерывность потока, ликвидируя «заскладированность», постоянное улучшение качества производства. При этом применяют следующие инструменты: *Kanban* – процесс, при котором используются яркие карты для обозначения места производства, куда требуется доставить и обработать изделие, что, таким образом, контролирует уровень запасов; *poke-a-yoke* – применение новшества для исключения ошибок (например, проектирование двух частей машины, которые могут быть соединены только одним, заведомо правильным способом); *yellowAndoncord*, который используется на сборочной линии, для разрешения любому работнику в любое время прекратить производство и встретиться с коллегами, чтобы оценить проблемы и определить решения; *kaizen* – для улучшения производственных процессов в малых, кросс-функциональных командах в течение 5–10 дней.

### **Модернизация производственных процессов**

Технологии создания модели при планировании производства определяют оптимальный выбор технологии производства (расцеховку) для изготовления номенклатуры изделий, основанный на максимизации общей прибыли или других критериев эффективности процесса с учетом ограничений: мощность оборудования, сырьевые материалы, доступность и т. д. Входные данные для этой задачи берутся из системы планирования производства выбранной номенклатуры изделий. Целью модернизации производственного процесса является назначение рабочих на операции при условии кратчайшего производственного расстояния, максимизируя ожидаемую производительность и производственную мощность. В наиболее сложных ситуациях решение модернизации производственной системы представляется в виде графа технологического маршрута для выбранной номенклатуры изделий (рис. 1).

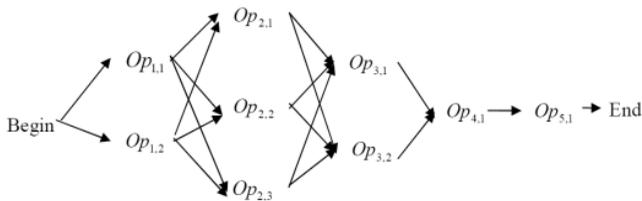


Рис. 1. Общая структура технологического процесса

## Моделирование производственных процессов

В данной работе мы построили простую производственную модель в PlantSimulation для отработки средств оптимизации пропускной способности системы, «узких» мест и минимизации потерь. Моделирование включает применение средств статистического анализа, графиков и дисплеев использования накопителей, оборудования и рабочих в системе.

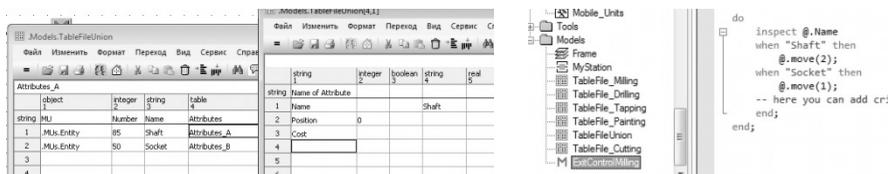


Рис. 2. TableFileUnion и ExitControl Milling

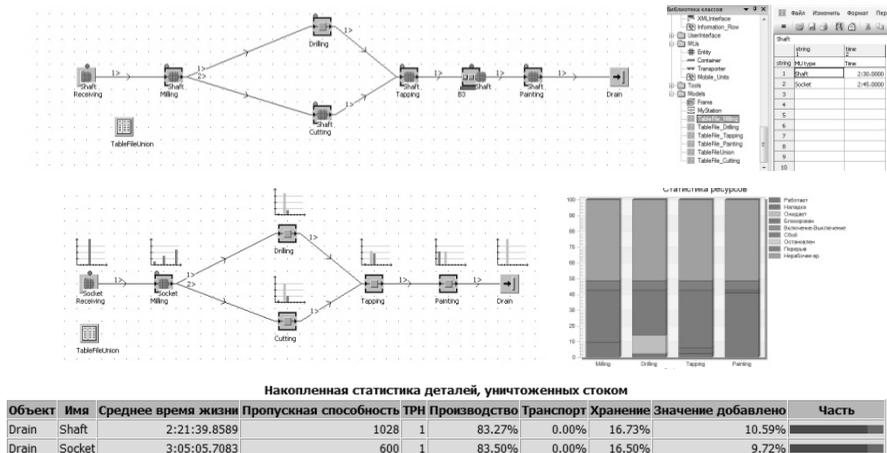


Рис. 3. Модель

Производственная модель настроена на выпуск изделий «Вал» и «Муфта» согласно производственному плану TableFileUnion (см. рис. 2). На модели (см. рис. 3) операции занимают определенные технологией производства положения: 1) *Milling* позиция; 2) *DrillingorCutting* позиция; 3) *Tapping* позиция; 4) *Painting* позиция.

Для обеспечения наибольшей пропускной способности 1628 изделий за 30 дней и устранения узких мест (желтые столбцы) мы создали *ExitControlofMilling* (распределение деталей по рабочим станциям) и определили атрибуты для каждого изделия, а также определили оптимальную выходную стратегию оборудования – *MostRecentDemand* и размер *buffer*, что в итоге привело к увеличению производительности системы на 20 %.

## **РАЗРАБОТКА КОНСТРУКЦИИ ПРЕДПУСКОВЫХ ПОДОГРЕВАТЕЛЕЙ ДИЗЕЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ НА БАЗЕ ГАЗОВЫХ И БЕНЗИНОВЫХ ГОРЕЛОК**

**М.А. Корчуганов, М.А. Корчуганова, А.П. Сырбаков**

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета, г. Юрга, kma77@list.ru*

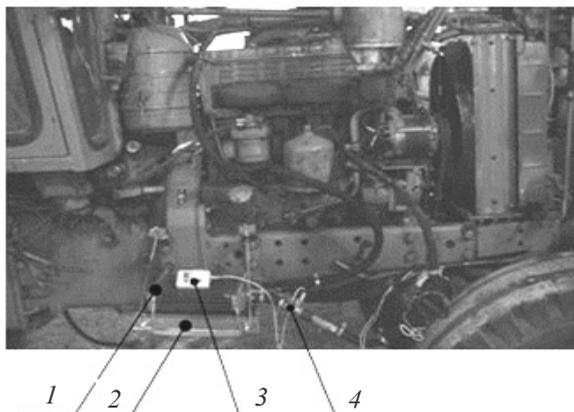
Предложена конструкция устройства для предпусковой тепловой подготовки тракторных дизелей на базе инфракрасной газовой горелки ТГИИБ 3,65-01. Приведены предварительные результаты экспериментальных исследований предпускового разогрева дизельного двигателя Д-240 предлагаемым устройством. Результаты проведенных исследований показывают возможность использования инфракрасных газовых горелок в качестве теплового модуля для тепловой подготовки дизельных двигателей.

The design of the device for pre-launch thermal preparation of tractor diesel engines, based on infrared gas burner TGIIB 3,65-01. The preliminary results of experimental studies plugs heating diesel engine D-240 proposed device. The results of these studies suggest the possibility of using infrared gas burners as a heat unit for heating the preparation of diesel engines.

В процессе зимней эксплуатации машин с дизельными двигателями важное значение имеют вопросы, связанные с их пуском. С целью определения эффективности применения газовой горелки для предпускового

разогрева дизельного двигателя предложена конструкция автономного предпускового подогревателя (рис. 1) для трактора МТЗ-80.

Предлагаемая конструкция предпускового подогревателя, на базе инфракрасной горелки собрана из стандартных модулей, где в качестве греющего модуля применили горелку марки ТГИИБ 3,65-01 «Сибирячка» (излучаемая тепловая мощность 3,65 кВт), а в качестве теплообменника применили радиатор отопителя автомобиля.



*Рис. 1. Установка предпускового подогревателя на трактор МТЗ-80:*

1 – теплообменник; 2 – газовая горелка ТГИИБ 3,65-01;  
3 – дистанционный термометр; 4 – датчик температуры

В процессе экспериментальных исследований устанавливались основные закономерности изменения температуры охлаждающей жидкости моторной установки в процессе предпускового разогрева ДВС трактора в условиях отрицательных температур под действием изменяющихся внешних и внутренних факторов (температура окружающей среды, температура жидкости на входе и выходе из подогревателя, температура жидкости в головке блока двигателя, скорость потока жидкости через подогреватель).

Регистрация температуры охлаждающей жидкости на входе и выходе из предпускового подогревателя осуществлялась с помощью термометра с выносными датчиками температуры, вмонтированными в систему охлаждения.

Принудительная циркуляция жидкости через подогреватель осуществлялась с помощью электрического насоса, а изменение подачи насоса и регистрация – дросселем и счетчиком жидкости.

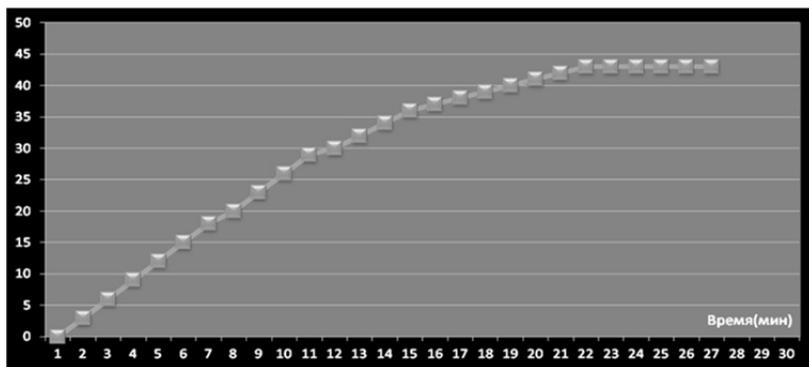


Рис. 2. Интенсивность разогрева охлаждающей жидкости в блоке двигателя Д-240 трактора МТЗ-80 инфракрасной горелкой ТГИИБ 3,65-01

Применение инфракрасной газовой горелки «Сибирячка» позволило поднять температуру жидкости в блоке двигателя на 45 °С за 22 минуты (рис. 2), что показывает эффективность использования данных горелок в качестве теплового модуля предпусковых подогревателей. Но можно отметить, что тепловой мощности горелки ТГИИБ 3,65-01 недостаточно для полноценного разогрева охлаждающей жидкости двигателя Д-240 перед пуском в условиях отрицательных температур. В дальнейших исследованиях рекомендуется увеличить тепловую мощность инфракрасной газовой горелки до 6...8 кВт путем подбора соответствующей марки горелки.

Дальнейшие исследования будут вестись на поиск оптимальных параметров конструкций разработанных подогревателей и режимов его работы для предпускового подогрева ДВС энергонасыщенных тракторов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Корчуганова М.А., Сырбаков А.П. Исследование эффективности применения бензиновых горелок для предпусковой тепловой подготовки дизельных двигателей [Электронный ресурс] // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 1. – URL: [www.science-education.ru/115-12058](http://www.science-education.ru/115-12058) (дата обращения: 14.11.2014).

2. Сырбаков А.П., Корчуганова М.А. Эксплуатация автотракторной техники в условиях отрицательных температур: учеб. пособие. – Томск: Изд-во ТПУ, 2012. – 205 с.

## ТЕПЛОВАЯ ПОДГОТОВКА ДИЗЕЛЬНОГО ДВИГАТЕЛЯ СМД-14 С ПРИМЕНЕНИЕМ БЕНЗИНОВЫХ ГОРЕЛОК

**М.А. Корчуганов, М.А. Корчуганова, А.П. Сырбаков**

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального  
исследовательского Томского политехнического университета,  
г. Юрга, kma77@list.ru*

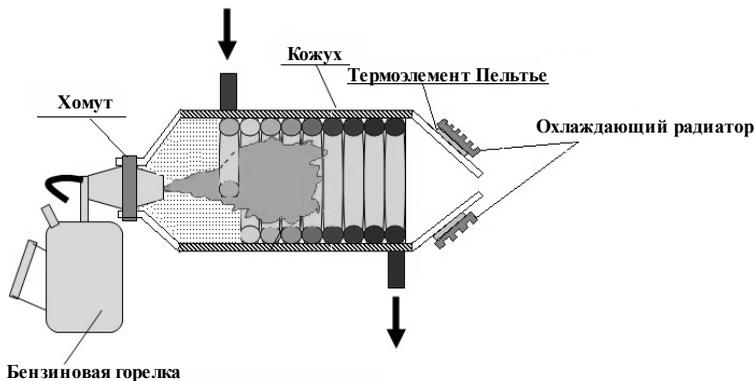
В работе рассмотрены вопросы, связанные с проблемой пуска дизельных двигателей тракторов и автомобилей при безгаражном хранении в условиях низких температур окружающей среды. На основе анализа существующих способов и конструкций установок для тепловой подготовки дизельных двигателей предложена конструкция предпускового подогревателя в виде спирально-трубчатого теплообменника, где в качестве источника тепловой энергии выступают широко используемые в быту бензиновые горелки. На базе разработанной конструкции подогревателя проведены предварительные исследования по предпусковому разогреву охлаждающей жидкости двигателя трактора ДТ-75НБ. Результаты предварительных исследований показывают возможность применения бензиновых горелок в качестве теплового модуля, предпусковых подогревателей двигателей внутреннего сгорания.

The paper discusses issues related to the problem starting diesel engines of tractors and cars with bezgarazhnom storage at low ambient temperatures. Based on an analysis of existing methods and systems designs for thermal preparation of the diesel engine proposed structure preheater in the form of a spiral-tube exchanger, where the heat source serve widely used in everyday life gasoline burner. On the basis of the developed design heater conducted preliminary studies on prestarting warming engine coolant tractor DT-75NB. Preliminary studies indicate the possibility of using gasoline burners as a heat module, pre-heaters internal combustion engines

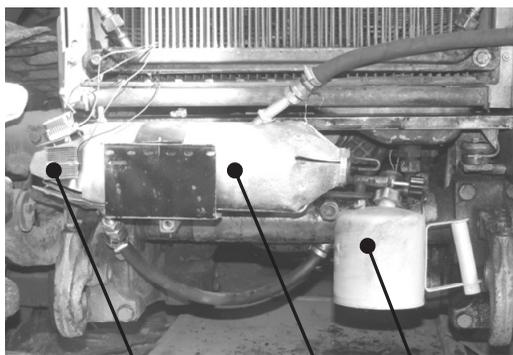
Пуск двигателей зимой без предварительного разогрева картерного масла и охлаждающей жидкости приводит к усиленному износу деталей двигателя. Автономный предпусковой подогрев охлаждающей жидкости двигателя внутреннего сгорания (ДВС) является одним из распространенных и эффективных способов облегчения пуска дизельных двигателей при низких температурах окружающего воздуха.

Несмотря на широкие возможности и применение практически к любому ДВС, распространение автономных жидкостных подогревателей ограничено высокой стоимостью, сложностью установки подогревателя на машину и его техническим обслуживанием.

С учетом недостатков рассмотренных моделей автономных подогревателей нами предлагается с целью упрощения конструкции и удобства монтажа на двигатель в качестве конструкции греющего модуля предпускового подогревателя ДВС рассмотреть конструкцию теплового модуля на базе бензиновой горелки.



*a*



3

1

2

*b*

*Рис. 1.* Предпусковой подогреватель ДВС на базе бензиновой горелки:  
*a* – схема устройства; *b* – установка предпускового подогревателя на трактор ДТ-75НБ: 1 – спирально-трубчатый подогреватель; 2 – бензиновая горелка; 3 – термоэлектрический генератор (элемент Пельтье)

С целью определения эффективности применения бензиновой горелки предложена конструкция автономного предпускового подогревателя для тракторных двигателей. Предлагаемая конструкция состоит из теплообменника, выполненного в виде спирали из гофрированной металлической трубы, в качестве греющего модуля использовали бензиновую горелку с тепловой мощностью 0,5...3,0 кВт (см. рис. 1).

Бензиновая горелка, в качестве которой применяется паяльная лампа, выполнена в виде съемного модуля, что позволяет осуществлять розжиг паяльной лампы на безопасном удалении от трактора с последующим вводом ее в рабочую зону подогревателя. Предложенная конструкция была апробирована на двигателе СМД-14 трактора ДТ-75НБ в реальных условиях эксплуатации.

В процессе экспериментальных исследований устанавливались основные закономерности изменения температуры охлаждающей жидкости моторной установки в процессе предпускового разогрева ДВС трактора в условиях отрицательных температур под действием изменяющихся внешних и внутренних факторов.

Предварительные результаты (рис. 2) показывают форсированный разогрев охлаждающей жидкости двигателя. Температура жидкости в блоке двигателя, в процессе подогрева, за 20 минут поднялась на 45 °С, что показывает высокие показатели эффективности предпускового подогревателя на базе бензиновых горелок, а также простоту изготовления и использования.

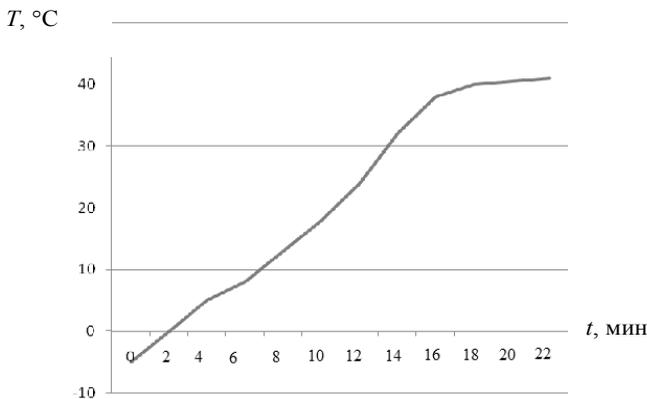


Рис. 2. Интенсивность разогрева охлаждающей жидкости в блоке двигателя Д-240 предпусковым бензиновым подогревателем (подача насоса  $S = 5$  л/мин, температура окружающей среды  $T = -10$  °С)

В целом можно отметить, что предложенная модель предпускового подогревателя позволяет повысить эффективность тепловой подготовки дизельных двигателей тракторов перед пуском при значительном сокращении стоимости конструкции.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Корчуганова М.А., Сырбаков А.П. Исследование эффективности применения бензиновых горелок для предпусковой тепловой подготовки дизельных двигателей [Электронный ресурс] // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 1. – URL: [www.science-education.ru/115-12058](http://www.science-education.ru/115-12058) (дата обращения: 14.11.2014).

2. Сырбаков А.П., Корчуганова М.А. Эксплуатация автотракторной техники в условиях отрицательных температур: учеб. пособие. – Томск: Изд-во ТПУ, 2012. – 205 с.

## ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТА НА СКОРОСТЬ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО РАСТВОРЕНИЯ СТАЛИ 110Г13Л ПРИ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ СТРУЙНОЙ ОБРАБОТКЕ

**Б.А. Красильников, В.В. Янпольский, К.Х. Рахиянов**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, yanpolskiyv@mail.ru*

Установлено, что электрохимическое растворение стали 110Г13Л в растворах нейтральных солей  $\text{NaNO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  происходит в активном состоянии. На основании результатов поляризационных исследований и определения глубины растворения стали 110Г13Л в каждом из растворов выбран рациональный состав электролита для струйной электрохимической обработки. На основании проведения технологического эксперимента установлено, что увеличение давления подачи электролита до  $P = 2$  МПа приводит к повышению глубины обработки до 600 мкм.

It was found that the electrochemical dissolution of steel 110G13L in  $\text{NaNO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  aqueous solutions occurs in the active state. According to the results of the polarization analysis and determination of the steel 110G13L dissolution depth in each of these solutions, the rational electrolyte composition was chosen for JECM. The technologic experiment has shown that the increase of the electrolyte feeding pressure up to two MPa leads to machining depth increase up to 600  $\mu\text{m}$ .

В исходном состоянии после осуществления закалки сталь 110Г13Л приобретает аустенитную структуру с твердостью 250 НВ и обладает высокой вязкостью. Под воздействием динамических нагрузок при холодной деформации твердость стали повышается до 600 НВ [1]. Вместе с тем при увеличении твердости возникают определенные сложности с механической обработкой данной стали. Применение традиционных методов формообразования для изготовления деталей из указанной стали малопродуктивно вследствие того, что стойкость режущего инструмента при обработке данной стали крайне низка из-за ее склонности к значительному самоупрочнению. Решение этого вопроса возможно за счет применения электрофизических методов обработки, в частности электроалмазного шлифования [2]. Однако применение указанного метода ограничивается лишь обработкой наружных поверхностей деталей, и его использование невозможно для изготовления отверстий в сплошном металле. Получение отверстий в деталях возможно за счет применения струйной электрохимической обработки.

Для эффективного применения струйной электрохимической обработки при изготовлении отверстий в деталях из стали 110Г13Л необходимо определить рациональные режимы формообразования.

Для выявления особенностей электрохимического растворения стали 110Г13Л в растворах нейтральных солей  $\text{NaNO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  и  $\text{NaCl}$  были проведены поляризационные исследования. Влияние давления электролита на производительность процесса растворения исследовалось на экспериментальной установке для струйной электрохимической обработки. При проведении экспериментов подача электролита в зону обработки производилась с давлениями  $P = 1$  МПа,  $P = 2$  МПа при свободном истечении электролита, обеспечивающем средний расход от 6 до 8 л/мин. Катод-инструмент совершал возвратно-поступательные движения со скоростью 150 мм/мин.

Из рис. 1 видно, что при электрохимическом растворении исследуемого материала в водном растворе нейтральной соли  $\text{NaCl}$  (кривая 3) наблюдается снижение величины плотности тока. Вероятно, это связано с появлением диффузионных ограничений процесса электрохимического растворения [3].

При электрохимическом растворении стали 110Г13Л в водном растворе  $\text{NaNO}_3$  (рис. 1, кривая 2) происходит рост плотности тока до значения  $i = 5$  А/см<sup>2</sup> с последующей стабилизацией. Растворение исследуемого материала в водном растворе  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  (рис. 1, кривая 1) характеризуется постоянным значением плотности тока в течение всего времени проведения эксперимента.

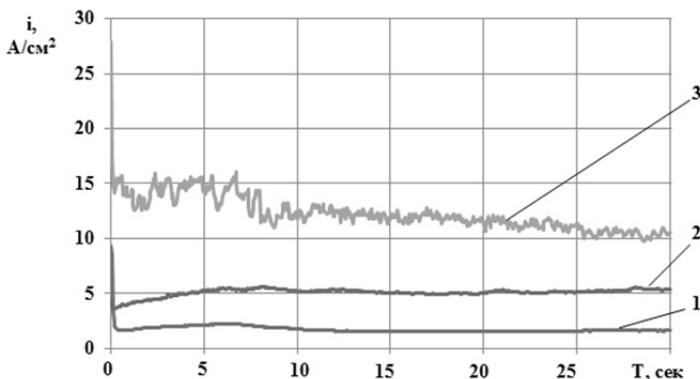


Рис. 1. Потенциостатические поляризационные кривые анодного растворения стали 110Г13Л в водных растворах нейтральных солей при  $\varphi = 4,5$  В; 1 – 10 %  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ; 2 – 10 %  $\text{NaNO}_3$ ; 3 – 10 %  $\text{NaCl}$

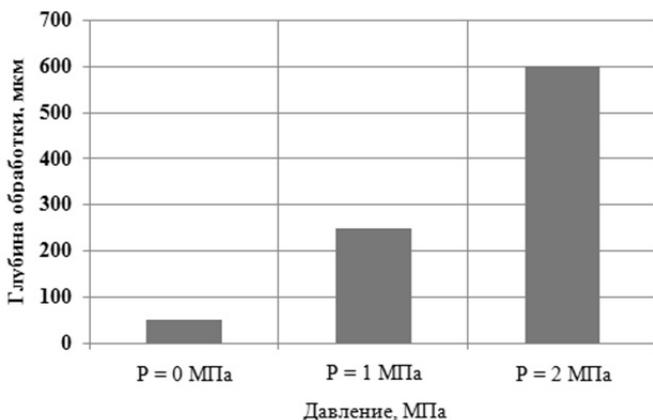


Рис. 2. Влияние величины давления подачи электролита на глубину растворения при электрохимической струйной обработке стали 110Г13Л в водном растворе нейтральной соли 10 %  $\text{NaNO}_3$

Следует отметить, что электролиты на основе соли  $\text{NaCl}$  проявляют повышенную коррозионную активность к большинству современных конструкционных материалов, из которых изготавливаются элементы технологического оборудования [4]. В связи с этим для последующих

технологических экспериментов по электрохимической струйной обработке стали 110Г13Л в качестве электролита был выбран раствор 10 %  $\text{NaNO}_3$ .

Из рис. 2 видно, что увеличение давления приводит к повышению глубины обработки. Максимальное значение глубины обработки стали 110Г13Л в водном растворе нейтральной соли 10 %  $\text{NaNO}_3$  достигается при подаче электролита под давлением 2 МПа.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Черняк С.С., Бройдо В.Л. Повышение эксплуатационной стойкости конструкций и деталей горных машин для работы в условиях Севера. – Иркутск: Изд-во Иркут. гос. ун-та, 2001. – 353 с.

2. Электрохимическое растворение стали 110Г13Л / Х.М. Рахиянов, Б.А. Красильников, В.В. Янпольский, А.А. Марфелёв, А.Ю. Конев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 3 (56). – С. 40–41.

3. Электродные процессы и процессы переноса при электрохимической размерной обработке металлов / А.И. Дикусар, В.И. Энгельгардт, В.И. Петренко, Ю.Н. Петров. – Кишинев: Штиинца, 1983. – 208 с.

4. Основы повышения точности электрохимического формообразования / под ред. И.И. Мороза. – Кишинев: Штиинца, 1977. – 152 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОЛЕБАНИЙ УПРУГИХ ТЕЛ С УЧЕТОМ РЕЛАКСАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

**И.В. Кудинов, В.А. Кудинов**

*Самарский государственный технический университет,  
г. Самара, totig@yandex.ru*

На основе формулы закона Гука, в которой учитываются конечные скорости распространения напряжений и деформаций, и основного уравнения динамики для перемещений получено гиперболическое уравнение затухающих колебаний упругих тел (стержней, струн, пружин и проч.) Путем использования метода Фурье получено его точное аналитическое решение в форме бесконечного ряда. Анализ решения показал, что учет релаксационных свойств материалов приводит к возникновению низкоамплитудных колебаний, протекающих на начальном временном участке лишь в области положительных значений пе-

ремещений. При значительном увеличении коэффициентов релаксации и коэффициента сопротивления происходит монотонный возврат тела в исходное состояние практически при отсутствии колебательного процесса.

On the basis of Hooke's law formula in which final speeds of distribution of tension and deformations and the main equation of dynamics for movements are considered the hyperbolic equation of damped oscillations of elastic bodies (cores, strings, springs is received and so forth) By use of a method of Fourier his exact analytical decision in the form of an infinite series is received. Its analysis showed that the accounting of relaxation properties of materials leads to emergence of the low-amplitude fluctuations proceeding on an initial temporary site only in the field of positive values of movements. At significant increase in coefficients of a relaxation there is a monotonous return of a body to an initial state in the absence of oscillatory process.

При выводе гиперболических уравнений затухающих колебаний упругих тел используется закон Гука и основное уравнение динамики в перемещениях. Согласно закону Гука напряжение, вызванное некоторым перемещением, мгновенно достигает соответствующей этому перемещению величины, что противоречит протеканию реальных физических процессов. Скорости изменения потенциалов любых физических величин не могут принимать бесконечных значений. В реальных физических средах их изменения происходят с конечной скоростью согласно релаксационным свойствам материалов, учитываемым коэффициентами релаксации.

Для учета релаксационных свойств материала скорости изменения во времени напряжения и деформации в формуле закона Гука  $\sigma = E\varepsilon$  будем представлять в виде

$$\sigma + \tau_1 d\sigma / dt \text{ и } \varepsilon + \tau_2 d\varepsilon / dt,$$

где  $\sigma$  – нормальное напряжение;  $\varepsilon = du / dx$  – деформация;  $u$  – перемещение;  $x$  – координата;  $t$  – время;  $E$  – модуль упругости;  $\tau_1, \tau_2$  – коэффициенты релаксации [3].

Формула закона Гука в этом случае принимает вид

$$\sigma = E(\varepsilon + \tau_2 d\varepsilon / dt) - \tau_1 d\sigma / dt.$$

Подставляя полученную формулу для  $\sigma$  в уравнение динамики для перемещения  $\rho d\varepsilon / dt = d\sigma / dx$ , а также учитывая, что сила сопротив-

ления пропорциональна скорости изменения перемещения во времени  $F_c = -r\partial u / \partial t$ , находим

$$\tau_1 \frac{\partial^3 u}{\partial t^3} + \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = e^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + e^2 \tau_2 \frac{\partial^3 u}{\partial x^2 \partial t} - r \frac{\partial u}{\partial t}, \quad (1)$$

где  $F_c$  – сила сопротивления;  $r$  – коэффициент сопротивления, 1/с;  $e = \sqrt{E / \rho}$  – скорость распространения возмущения.

Очевидно, что при  $\tau_1 = \tau_2 = r = 0$  уравнение (1) приводится к уравнению незатухающих колебаний стержня.

Найдем решение краевой задачи о колебаниях жестко закрепленного на одном из торцов стержня, деформированного в начальный момент времени по линейному закону. Математическая постановка задачи в данном случае включает уравнение (1) и следующие краевые условия:

$$\begin{aligned} u(x, 0) &= b(\delta - x); & \partial u(x, 0) / \partial t &= 0; \\ \partial^2 u(x, 0) / \partial t^2 &= 0; \\ \partial u(0, t) / \partial x &= 0; & u(\delta, t) &= 0, \end{aligned} \quad (2)$$

где  $b$  – коэффициент;  $\delta$  – длина стержня.

Задача (1), (2) в безразмерном виде будет

$$\begin{aligned} Fo_3 \frac{\partial \Theta}{\partial Fo} + Fo_1 \frac{\partial^3 \Theta}{\partial Fo^3} + \frac{\partial^2 \Theta}{\partial Fo^2} &= \frac{\partial^2 \Theta}{\partial \xi^2} + Fo_2 \frac{\partial^3 \Theta}{\partial \xi^2 \partial Fo}; \\ \Theta(\xi, 0) &= 1\xi; & \partial \Theta(\xi, 0) / \partial Fo &= 0; \\ \partial^2 \Theta(\xi, 0) / \partial Fo^2 &= 0; \\ \partial \Theta(0, Fo) / \partial \xi &= 0; & \Theta(1, Fo) &= 0, \end{aligned} \quad (3)$$

где  $\Theta = u / u_0$ ;  $\xi = x / \delta$ ;  $Fo = et / \delta$ ;  $Fo_1 = e\tau_1 / \delta$ ;  $Fo_2 = e\tau_2 / \delta$ ;  $Fo_3 = \delta r / e$  соответственно безразмерные перемещение, координата, время; коэффициенты релаксации, коэффициент сопротивления,  $u_0 = u\delta$ .

Точное аналитическое решение задачи (3), полученное методом разделения переменных, имеет вид

$$\Theta(\xi, Fo) = \sum_{k=1}^{\infty} \left\{ \exp(\gamma Fo) [B_{1k} \cos(\beta Fo) - B_{2k} \sin(\beta Fo)] + C_{1k} \exp(z_{3k} Fo) \right\} \cos\left(r \frac{\pi}{2}\right); \quad (r = 2k - 1), \quad (4)$$

где  $B_{1k}$ ,  $B_{2k}$ ,  $C_{1k}$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $z_{1k}$ ,  $z_{2k}$  – коэффициенты.

Анализ результатов расчетов перемещений по формуле (4) позволяет заключить, что при  $Fo_1 = Fo_2 = Fo_3 \leq 10^{-4}$  практически получают незатухающие колебания. Вариант расчета с затухающими колебаниями дан на рис. 1 и 2. С увеличением  $Fo_1$  и  $Fo_2$  возникает несимметрия колебаний (рис. 1). С увеличением безразмерного коэффициента сопротивления  $Fo_3$  ( $Fo_3 \geq 0,8$ ) возврат стержня в исходное состояние происходит практически при отсутствии колебательного процесса (рис. 2).

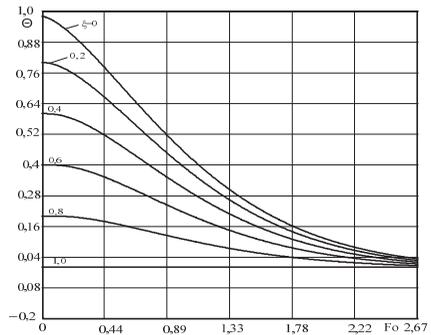
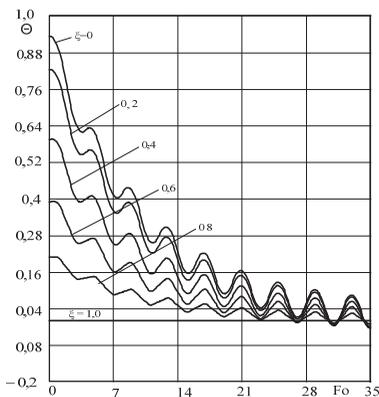


Рис. 2. Изменение перемещений раз-

*Рис. 1. Изменение перемещений различных точек стержня во времени (затухающие колебания,  $F_{O1} = F_{O2} = 10$ ;  $F_{O3} = 0$ ),  $n = 100$*

личных точек стержня во времени (затухающие колебания,  $F_{O1} = 0$ ;  $F_{O2} = F_{O3} = 0,8$ ),  $n = 100$

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части государственного задания ФГБОУ ВПО «СамГТУ» (код проекта: 1273).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Бабаков И.М.* Теория колебаний. – Изд. 4-е испр. – М.: Дрофа, 2004. – 592 с.
2. *Кабисов К.С., Камалов Т.Ф., Лурье В.А.* Колебания и волновые процессы: теория, задачи с решениями. – М.: КомКнига, 2010. – 357 с.
3. *Кудинов В.А., Кудинов И.В.* Исследование теплопроводности с учётом конечной скорости распространения теплоты // Теплофизика высоких температур. – 2013. – Т. 51, № 2. – С. 301–310.

## СИНТЕЗ АЛГОРИТМОВ УПРАВЛЕНИЯ УПРУГИМИ КОЛЕБАНИЯМИ МНОГОМАССОВЫХ МЕХАТРОННЫХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ КОНЦЕПЦИИ ОБРАТНЫХ ЗАДАЧ ДИНАМИКИ

**Н.К. Кузнецов, Ле Ба Хань**

*Национальный исследовательский Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск, knik@istu.edu*

Представлены результаты исследований по разработке алгоритмов управления колебаниями многомассовых мехатронных систем с учетом упругих свойств конструкции на основе концепции обратных задач динамики.

The results of researches on the development of algorithms for controlling the oscillation multimass mechatronic systems taking into account the elastic properties of the structure based on the concept of inverse problems dynamics were presented.

Актуальной проблемой создания многих мехатронных систем технологического и транспортного назначения является проблема ограни-

чения упругих колебаний исполнительных механизмов в переходных режимах работы [1]. Эффективным методом синтеза алгоритмов управления колебаниями этих систем является метод обратных задач динамики [2, 3]. В настоящем докладе представлены результаты исследований по разработке алгоритмов управления колебаниями многомассовых мехатронных систем на основе концепции обратных задач динамики.

Задачу синтеза алгоритмов управления движением будем рассматривать применительно к расчетной схеме, показанной на рис. 1. На этом рисунке приняты следующие обозначения:  $q_1$  – обобщенная координата программного движения;  $q_k, k = \overline{2 \div n}$  – обобщенные координаты  $k$ -й массы;  $m_1, m_k, k = \overline{2 \div (n-1)}$  – соответственно приведенные массы привода и механических передач движения;  $m_n$  – приведенная масса исполнительного механизма;  $Q_{(t)}$  – приведенная движущая сила привода;  $c_k, k = \overline{2 \div (n-1)}$  – приведенные коэффициенты жесткости механических передач движения;  $c_n$  – приведенный коэффициент жесткости исполнительного механизма;  $b_k, k = \overline{1 \div n}$  – коэффициенты вязкого трения.

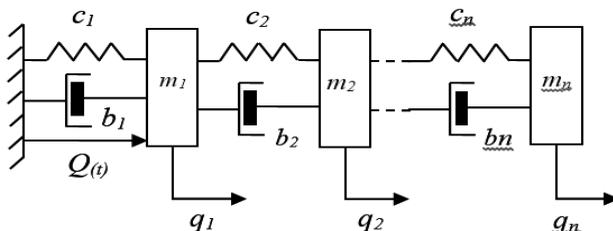


Рис. 1. Расчетная схема многомассовой мехатронной системы

Для облегчения задачи синтеза алгоритмов управления колебаниями многомассовой мехатронной системы был использован метод электромеханических аналогий [4, 5], который позволяет расчетную схему, показанную на рис. 1, представить в виде эквивалентной электромеханической цепи. Структурно-функциональная схема этой цепи приведена на рис. 2, на котором использованы обозначения:  $W$  – отношение между токами, проходящими через массы  $m_n$  и  $m_1$ ;  $S_{sys}$  – сопротивление

системы;  $\Delta I(t)$  – вектор состояния выходной величины системы;  $K$  – вектор коэффициентов усиления компенсирующих воздействий.

Определение динамических воздействий, обеспечивающих компенсацию упругих колебаний, осуществлялось с применением двух способов задания колебательного движения: интегральной оценки состояния упругой динамической системы и его дифференциального уравнения.

В первом случае требуемое состояние упругой мехатронной системы задавалось в виде следующей зависимости:

$$J = \int_0^T (X'QX + U'FU) dt . \quad (1)$$

Здесь  $X$  – вектор состояния динамической системы;  $U$  – вектор управляющих воздействий;  $Q$  – неотрицательно определенная матрица весовых коэффициентов;  $F$  – положительно определенная матрица весовых коэффициентов.

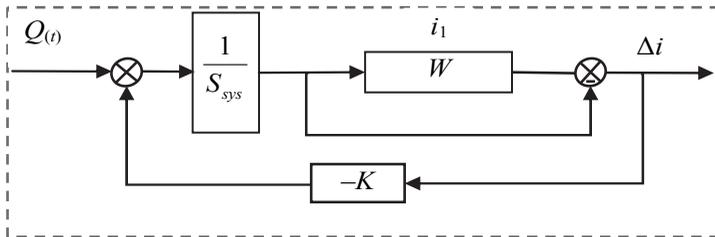


Рис. 2. Структурно-функциональная схема формирования компенсирующих воздействий

Во втором случае задавалось дифференциальное уравнение колебательного движения в виде

$$\frac{d^5 \Delta q^*}{dt^5} + \sum_{i=0}^4 \beta_i \frac{d^i \Delta q^*}{dt^i} = 0, \quad \beta_i = \text{const} . \quad (2)$$

Уравнение (2) представляет собой модель эталонной системы. Коэффициенты  $\beta_i$  этого уравнения можно выбрать, например, из условия обеспечения минимальной длительности переходного процесса. Этот

метод задания требуемого движения охватывает не одно, а целый класс движений мехатронных систем, обладающих заданными динамическими свойствами.

Методом численного моделирования показано, что алгоритмы управления движением, определенные на основе решения обратных задач динамики с помощью зависимостей (1) и (2), позволяют снизить амплитуды и сократить продолжительность упругих колебаний исполнительных механизмов мехатронных систем.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Крутько П.Д. Обратные задачи динамики управляемых систем: линейные модели. – М.: Наука, 1987. – 304 с.
2. Кузнецов Н.К. Управление колебаниями упругих мехатронных систем // Мехатроника, автоматизация, управление. – 2005. – № 7. – С. 7–13.
3. Кузнецов Н.К., Ле Б.Х. Синтез алгоритмов управления колебаниями мехатронных систем на основе задания экспоненциальных законов изменения упругих координат // Вестник ИРГТУ. – 2012. – №10 (69). – С. 43–47.
4. Дружинский И.А. Механические цепи. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отделение, 1977. – 240 с.
5. Кузнецов Н.К., Ле Б.Х. Применение метода электромеханических аналогий для синтеза алгоритмов управления упругими колебаниями многомассовых мехатронных систем // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование. – 2014. – № 2 (42). – С. 31–37.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК $\text{Ho-Yb}$ -ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

**Я.С. Кузьминых, В.С. Постников**

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, yaninakuzm@gmail.com*

В данной работе приведены результаты исследования характеристик излучения компактного волоконного лазера. Установлено, что при работе в импульсном и в импульсно-периодическом режимах волоконный лазер довольно стабильно генерирует излучение с длиной волны 1,083 мкм с пиковой мощностью до 1,5–2 кВт. Область стабильной генерации излучения ограничивается током накачки 8 А. По-

казаны возможности обработки материалов излучением исследуемого лазера.

In this paper are given results of investigations of characteristics of radiation of the compact fiber laser. It is established that at work in pulse and in pulse periodic modes the fiber laser generates enough stably radiation with length of a wave  $1,083 \mu\text{m}$  with peak power to  $1,5 \div 2 \text{ kW}$ . The area of stable generation of radiation is limited to a pumping current 8 A. There are shown possibilities of treatment of materials by radiation of the investigated laser.

Волоконные лазеры являются одним из наиболее ярких достижений современной квантовой электроники [1, 2]. По сравнению с традиционными промышленными  $\text{CO}_2$  и Nd: YAG лазерами мощные волоконные лазеры обладают существенными преимуществами.

В настоящее время разработаны и промышленно производятся мощные лазеры на основе волокон, допированных ионами  $\text{Yb}^{3+}$ ,  $\text{Er}^{3+}$ ,  $\text{Tm}^{3+}$ .

В обычном твердотельном лазере в качестве активной среды используются кристалл или стекло, допированные ионами элемента, который люминесцирует при оптическом возбуждении. В качестве таких элементов наибольшее распространение получили редкоземельные металлы – неодим, иттербий, эрбий и др. Для оптического возбуждения применяются мощные лампы или полупроводниковые излучатели. Для получения генерации активный элемент помещается в резонатор, образованный двумя зеркалами – глухим и полупрозрачным, через которое выходит излучение. Такие лазеры требуют юстировки зеркал и их жесткой фиксации. Кроме того, существуют проблемы, связанные с нагревом активной среды.

Конструкция волоконного лазера существенно проще. В нем активным элементом является волоконный световод, сердцевина которого допирована активными ионами ( $\text{Yb}$ ,  $\text{Er}$ ,  $\text{Ho}$ ,  $\text{Tm}$ ,  $\text{Sm}$  и др.) [3]. В качестве зеркал, формирующих резонатор, используются внутриволоконные брэгговские решетки с различными коэффициентами отражения, которые просто привариваются к активному световоду. Накачивается такой лазер малогабаритным полупроводниковым излучателем с волоконным выходом, который также приваривается к лазеру. Таким образом, получается компактное и легкое устройство, простое в эксплуатации из-за отсутствия механических юстировок, обладающее эффективным теплоотводом из-за большой площади боковой поверхности и

высоким качеством выходного излучения, обусловленным волноводным характером его распространения. Все эти факторы делают волоконный лазер надежным и стабильным источником излучения.

Волоконный импульсный лазер, предложенный для обработки материалов, работает в импульсном и импульсно-периодическом режиме при достижении максимальной выходной мощности. Импульсный режим работы лазера характеризуется одиночными импульсами лазерного излучения, следующими друг за другом через заданный промежуток времени. В импульсно-периодическом режиме работы формируются серии импульсов с временным промежутком между сериями на порядок больше промежутка между импульсами. Импульсы генерируются волоконным генератором на основе  $\text{Ho}^{3+}$ -волокна с заданной частотой повторения. Каскады усиления сделаны из иттербиевого волокна с двойной оболочкой и накачиваются полупроводниковыми лазерными диодами.

Технологические характеристики волоконного лазера определяются параметрами генерации лазерного излучения, которое представляет собой достаточно стабильную последовательность импульсов разной интенсивности. При токах накачки более 2 А возникают задержки генерации очередного импульса. Частота задержек генерации увеличивается по мере увеличения тока накачки. Экспериментально установлено, что увеличение тока накачки до определенного уровня не оказывает заметного влияния на стабильность технологических характеристик лазера, но позволяет добиться выделения значительной мощности в импульсе. Увеличение тока накачки более этого уровня может приводить к срыву генерации.

По данным осциллограмм, каждый импульс представляет собой последовательность кратковременных генераций. Интенсивность каждой отдельной генерации и на переднем фронте импульса, и на заднем фронте импульса изменяется по экспоненциальному закону. Продолжительность каждой генерации не превышает 1–2 мкс.

Эксплуатационные характеристики волоконного лазера, выполненного по предлагаемой схеме, позволяют эффективно использовать его во многих задачах обработки материалов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. High-power 83 W holmium-doped silica fiber laser operating with high beam quality / S.D. Jackson, A. Sabella, A. Hemming, S. Bennetts, D.J. Lancaster // Optics Letters. – 2007. – Vol. 32, iss. 3. – P. 241–243.

2. Курков А.С., Дианов Е.М. Непрерывные волоконные лазеры средней мощности // Квантовая электроника. – 2004. – 34, № 10. – С. 881–900.

3. Shen D.Y., Sahu J.K., Clarkson W.A. High-power widely tunable Tm: fibre lasers pumped by an Er, Yb co-doped fibre laser at 1.6  $\mu\text{m}$  // Optics Express. – 2006. – Vol. 14, iss. 13. – P. 6084–6090.

## **ПРОГРАММНО-АППАРАТНЫЙ КОМПЛЕКС АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫМИ ИСПЫТАНИЯМИ АВИАЦИОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ**

**А.И. Лапердин**

*Сибирский научно-исследовательский институт  
авиации им. С.А. Чаплыгина, г. Новосибирск, lp.un1t@mail.ru*

В статье дано описание разработанного программно-аппаратного комплекса, предназначенного для работы в составе испытательных стендов с целью модернизации и автоматизации процесса испытания. Комплекс управления построен на базе промышленного оборудования для авиационных конструкций.

Configuration of hardware-software complex for computer-aided system for strength tests of aviation designs is described in the paper. This complex has been developed in order to provide modernization and automation of strength tests process. The complex is constructed on the basis of the industrial equipment for aviation designs.

### **Актуальность проблемы**

Полномасштабные лабораторные испытания планера самолета на прочность являются завершающим и очень ответственным этапом разработки авиационной техники. Эффективность и качество испытаний зависит от возможности воспроизведения полного спектра нагружения статических и ресурсных составляющих эксплуатационных нагрузок и достоверности результатов испытаний [1–3]. Основными целями испытаний авиационных конструкций являются выявление зон в конструкциях, критических по условиям усталости, подтверждение характеристик эксплуатационной живучести, экспериментальное подтверждение проектного ресурса конструкций. При проведении прочностных испытаний необходима обработка измерительной информации, оперативность ее получения и представление для анализа и принятия

решений. Требования на повышение точности воспроизведения нагрузок в режиме реального времени на испытуемом объекте выдвигает задачу создания комплекса автоматизированной системы для выполнения усталостных испытаний авиационных конструкций.

В данной работе дано описание состава разработанного программно-аппаратного комплекса автоматизированной системы управления прочностными испытаниями авиационных конструкций, в частности элементов системы управления, аппаратного обеспечения и программного обеспечения комплекса.

### **Элементы системы управления**

Механическая и гидравлическая система состоит из рычажных подвесок, которые крепятся к наклеенным лямкам или ложемам и каналам нагружения. Канал нагружения представляет собой следящий унифицированный привод с электрогидравлическим управлением централизованной системой автоматизированного управления нагружением. В качестве исполнительного органа используются гидроцилиндры двустороннего действия, воспроизводящие усилия как в режиме уборки, так и в режиме выпуска штока. Датчики силы, устанавливаемые на шток гидроцилиндра и составляющее с ним одно целое, выполняются по двухмостовой схеме, позволяющей использовать дополнительный контур измерения для контроля сил, повышая надежность испытаний. Электрогидравлический блок управления устанавливается непосредственно на гидроцилиндре, увеличивая быстроту реакции системы на управляющие сигналы и повышая точность нагружения, в рабочие полости цилиндра подается жидкость из магистрали низкого давления.

Система воздушного нагружения включает в себя датчики давления воздуха, заслонок, подводки трубопровода давления воздуха и защитного водяного клапана

В состав стенда входят: механическая система нагружения; гидравлическая система нагружения; система воздушного нагружения; система управления нагружением; система контроля сил; система контроля пространственного положения планера; система тензометрии; система аварийной защиты.

### **Аппаратное обеспечение**

Аппаратный блок размещен в шкафах, состоит из аналоговой части, релейной автоматики и промышленного контроллера. Аналоговая часть системы управления с платами выполняют функции усиления,

преобразования и нормализации сигналов датчиков. Ядро системы состоит из связей релейной автоматики и промышленного контроллера.

### **Программное обеспечение**

Программное обеспечение верхнего уровня реализовано в среде Visual Studio 2012 на языке C#, WPF, C++; нижнего уровня – ANSI-C в собственной среде для работы с контроллером. Взаимодействие программных частей с аппаратной системой осуществляется с использованием функций, служб, протоколов связи. Программная часть верхнего уровня состоит из двух независимых многопоточных программ: Одна часть отвечает за вывод информации и управление процессом испытания; вторая часть выполняет задачи протоколирования результатов испытания.

На нижнем уровне для управления нагружением канала используется базовая подсистема регулирования с пропорционально-интегральным законом управления. Таким образом, строится замкнутый следящий контур управления нагружением в заданной точке циклограммы. Формирование сегмента заданной программной нагрузки осуществляется по синусоидальному закону.

### **Заключение**

В результате автоматизации стенда прочностных испытаний была внедрена универсальная легко переконфигурируемая система, обеспечивающая испытание элементов авиационных конструкций различной сложности.

### **Благодарность**

*Автор выражает благодарность научным руководителям: Пинеру А.В. – начальнику комплексного отдела 2100 СибНИА; Юркевичу В.Д. – д-ру техн. наук, профессору кафедры автоматики НГТУ.*

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Белов В.К. Комплекс средств и методов промышленных прочностных испытаний авиационных конструкций в СибНИА // Сборник VIII китайско-российской авиационной конференции по аэродинамике и прочности. – Сян-ань, Китай, 2006. – С. 267–269.

2. Современные подходы к проведению усталостных испытаний натуральных конструкций пассажирских самолётов / Н.Г. Белый, С.Н. Лукьяненко, В.М. Син, А.С. Синицин, В.В. Чикучинов, К.С. Щербань // Аэродинамика и прочность

летательных аппаратов: труды Всерос. науч.-техн. конф. по аэродинамике летат. аппаратов и прочности авиац. конструкций, СибНИА (17–19 июня 2008). – Новосибирск, 2009. – С. 35–42.

3. Куликов Е.Н. Совершенствование методов и средств натуральных ресурсных испытаний конструкций пассажирских самолётов: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2014. – 191 с.

## **НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЛЕЗВИЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ МОДИФИКАЦИИ ЕГО КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ**

**А.А. Ласуков, А.А. Моховиков, Н.Н. Шамарин**

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального  
исследовательского Томского политехнического университета,  
г. Юрга, lasukow@rambler.ru*

Рассматривается изменение напряженно-деформированного состояния в режущем клине инструмента при обработке резанием, вызванное модификацией поверхностного слоя передней поверхности инструмента за счет ионной имплантации. Ионная имплантация оказывает влияние на характеристики процесса резания, повышая работоспособность инструмента.

We consider the change of the stress-strain state in the cutting wedge tool during machining due to a modification of the surface layer of the anterior surface of the tool due to ion implantation. Ion implantation has an effect on the characteristics of the cutting process, increasing the efficiency of the instrument.

При обработке металлов резанием имеет место большой уровень температур и контактных нагрузок, что вызывает снижение его работоспособности и приводит к повышенному расходу СМП. Повышение работоспособности металлорежущего инструмента является актуальной задачей.

В настоящее время широко используют упрочняющую технологию и химико-термическую обработку инструмента. Наибольшее применение находят методы износостойких покрытий и ионной имплантации

инструмента. Инструментальные материалы, полученные такими способами, по сути являются композиционными материалами, обладающими высокой износостойкостью в сочетании с достаточно удовлетворительной прочностью при изгибе, ударной вязкостью, выносливостью, трещиностойкостью [1].

Покрyтия дают наибольший эффект в области высоких скоростей резания с малыми подачами. Ионная имплантация является более перспективным методом повышения стойкости инструмента, так как при этом не происходит отслаивания покрyтий в процессе работы. Стойкость инструмента увеличивается за счет повышения микротвердости и уменьшения коэффициента трения между инструментом и обрабатываемым материалом.

Использование современных высокопроизводительных станков требует безопасного отвода стружки, при этом остро стоит вопрос ее дробления.

При ионной имплантации изменяются контактные условия за счет трансформации основных характеристик стружкообразования [1], вследствие чего изменяется характер стружкообразования, в большинстве случаев повышается хрупкость стружки, что облегчает ее ломание и удаление из зоны резания.

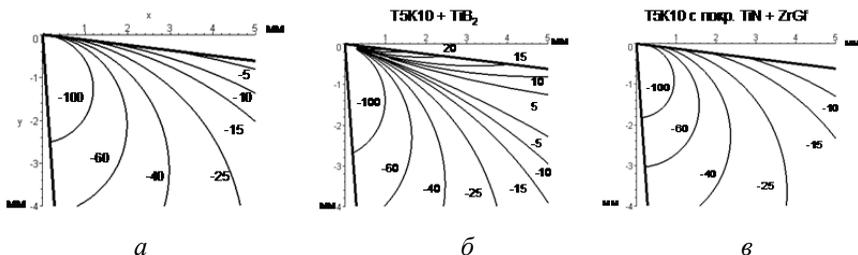
При обработке исходным инструментом [3] образуется сливная стружка. Одновременно наблюдаются высокие значения сил резания.

При работе имплантированным инструментом сила схватывания поверхностей стружки и инструмента различна, поэтому наблюдается разная степень деформации внутри стружки, что можно наблюдать на шлифах. Имплантация инструмента любым из применяемых в экспериментах материалов приводит к снижению усилий резания (до 1,5 раза).

Снижения напряжений в инструменте достигают за счет снижения равнодействующей силы резания и уменьшения угла между равнодействующей сил и биссектрисой угла клина  $\psi$  [5].

Интерес представляет обработка стали пластинами с покрyтием TiN, имплантированными ионами ZrGf (гафния 20 %). С увеличением скорости резания до значений, близких к используемым на производстве, наблюдается переход к элементной стружке [3]. Силы резания и угол  $\psi$  получились ниже по сравнению с инструментом, имплантированным другими материалами. Это свидетельствует о снижении степени деформации и нагрузок на инструмент. В режущем клине наблюдаются сжимающие напряжения.

В подтверждение сказанному были произведены расчеты величины и характера распределения радиальных напряжений, возникающих в режущем клине под действием сосредоточенной силы [4] (рисунок).



Картины изолиний радиальных напряжений в режущей части инструмента за пределами контактной зоны

Импламентация инструмента ионами  $TiB_2$  и  $Zr$  приводит к появлению растягивающих напряжений в верхней части режущего клина, которые выходят за пределы контактной области. Импламентация инструмента с покрытием ионами  $TiB_2$  и  $ZrGf$  дает только сжимающие напряжения в режущей части, что благоприятно сказывается при эксплуатации твердосплавного инструмента.

Лучший результат с точки зрения прочности режущего инструмента из рассмотренных вариантов дает имплантация ионами  $ZrGf$  (гафния 20 %) пластин из твердого сплава  $T5K10$  с покрытием из  $TiN$ . Это выражается в наиболее концентричном расположении изолиний напряжений и отсутствии зоны растяжения за пределами контактной зоны.

Изменение свойств поверхности инструмента путем ионной имплантации в значительной мере влияет на характер распределения и величину напряжений в режущей части инструмента.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Васин С.А., Верещака А.С., Кушнер В.С. Резание материалов: термомеханический подход к системе взаимосвязей при резании: учеб. для техн. вузов. – М: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 448 с.
2. Брюхов В.В. Повышение стойкости инструмента методом ионной имплантации. – Томск: Изд-во науч.-техн. лит., 2003. – 120 с.
3. Ласуков А.А., Брюхов В.В., Зайцев К.В. Исследование влияния свойств поверхности инструмента на процесс стружкообразования // Современные проблемы машиностроения: труды II междунар. науч.-техн. конф. – Томск: Изд-во ТПУ, 2004. – С. 482–484.

4. *Петрушин С.И., Бобрович И.М., Корчуганова М.А.* Оптимальное проектирование формы режущей части лезвийных инструментов: учеб. пособие. – Томск: Изд-во ТПУ, 1999. – 91 с.

5. *Утешев М.Х.* Разработка научных основ расчета прочности режущей части инструмента по контактными напряжениям с целью повышения его работоспособности: дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.01, 01.02.06. – Томск, 1995. – 663 с.

## **РЕЗУЛЬТАТЫ СРАВНИТЕЛЬНОГО АНАЛИЗА РЕШЕНИЯ МНОГОКРИТЕРИАЛЬНОЙ ЗАДАЧИ ОПТИМИЗАЦИИ ДЛЯ РАСЧЕТА СТРУКТУРЫ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ**

**О.С. Логунова, Н.С. Сибилева**

*Магнитогорский государственный технический  
университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, natus224@gmail.com*

В работе представлены результаты решения многокритериальной задачи оптимизации определения структуры шихтовых материалов дуговой сталеплавильной печи с помощью трех методов: метода уступок, метода свертки и метода ограничений. Модель процесса построена на основе обработки эмпирической информации параметров плавки электродуговой сталеплавильной печи. Особенностью рассматриваемой задачи является наличие эмпирической системы, включающей целевую функцию, систему ограничений и последовательность двух взаимосвязанных задач. Для решения задачи был разработан программный продукт, позволяющий выполнить автоматизированный ввод данных, определение порядка решения задач, назначение уступок, весовых коэффициентов и уступок.

The article presents the results of solving the multicriteria problem optimization structure determination of charge materials for electric arc furnace using three methods: a method of concessions, a method of convolution and a method of restrictions. Process model build on the basis of empirical data processing of the melting characteristics in electric arc furnace.

The feature of this task is the availability of empirical system, which includes the goal function, the system of constraints and the sequence of two interrelated tasks. The software, which allows to perform automatic data input, to determine the order of solving tasks, to assign the concessions and weighting coefficients was developed to solve this task.

Авторами [1, 2] была исследована технология выплавки стали в ДСП. Результаты мониторинга технологических параметров плавки позволили зафиксировать сведения о влиянии структуры используемого сырья на формирование остаточных элементов в готовой стали. Обработка экспериментальных данных согласно стратегии, изложенной в [3], позволила получить корректную и полную постановку математической модели двух последовательных взаимосвязанных задач многокритериальной оптимизации.

Решение многокритериальных задач допускает использование множества способов решения. Наиболее распространенными из них являются метод уступок, метод свертки и метод ограничений. Алгоритмы реализации этих методов подробно изложены в [4–6]. Указанные методы основаны на преобразовании нескольких критериев оптимизации к одному, и процесс данного преобразования существенно зависит от участия эксперта. Поэтому возникает проблема в оценке достоверности и точности прогноза технологических параметров, найденных различными способами решения задачи и допущений, принятых экспертами.

Анализ существующих научных трудов показал, что в настоящее время не представлено работ по оптимизации состава шихтовых материалов с позиции минимального содержания в готовой стали остаточных элементов.

Учитывая сформулированную проблему, была определена цель исследования: повышение точности, полноты и достоверности прогноза значений технологических параметров плавки в дуговой сталеплавильной печи, в частности, значений остаточных элементов (хрома, никеля и меди) в готовой стали посредством автоматизированного решения многокритериальной задачи оптимизации.

Авторами работы был произведен анализ методов и средств решения задач многокритериальной оптимизации [7, 8]. Существующие программные средства для решения задач многокритериальной оптимизации имеют широкий функционал, но чем больше этот функционал, тем выше стоимость программного продукта. Учитывая достоинства и недостатки существующих программных продуктов, было спроектировано и разработано независимое приложение для решения взаимосвязанных

многокритериальных задач с передачей результатов для сложно структурированных смесей.

Связующим звеном для двух последовательных задач многокритериальной оптимизации является переменная, сопоставленная по смыслу с массой металлического лома, подаваемого в печь. В первой задаче необходимо вычислить массу металлического лома, а во второй – определить его структуру на основе имеющейся информации о долях лома каждого вида, а масса лома, вычисленная в первой задаче, выступает в качестве ограничения на суммарную массу всех структурных элементов. Нахождение этих переменных должно осуществляться при условии минимизации содержания остаточных элементов в готовой стали, которые определяются эмпирическими зависимостями.

Представление полученных в работе результатов эксперту в области выбора структуры шихтовых материалов для дуговой сталеплавильной печи показало, что наиболее правдоподобные результаты получены при решении задачи 1 (см. [3]) методом свертки и уступок и задачи 2 (см. [3]) – методом свертки. С точки зрения быстродействия наиболее эффективным является метод свертки как для первой, так и для второй задачи.

Технологическая оценка результатов показала, что в настоящее время не предусмотрены организационно-технологические мероприятия, с помощью которых можно выполнить сортировку и оценку химического состава металлического лома в крупнотоннажном поточном металлургическом производстве. Полученные решения могут быть использованы в качестве рекомендаций для совершенствования технологий на этапе подготовительного производства материалов для ведения плавки в ДСП.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Logunova O.S., Pavlov V.V.* Stabilizing the residual contents of elements in steel by using alternative materials in then metallic charge of an arc steelmaking furnace // *Metallurgist.* – 2014. – Vol. 58, iss. 3–4. – P. 299–305.
2. *Pavlov V.V., Logunova O.S.* Charge melting materials selection procedure for eaf to work in power saving mode // *World Applied Sciences Journal.* – 2014. – Vol. 31, N 8. – P. 1502–1507.
3. Multicriterial optimization of the batch composition for steel-smalting arc furnace / *O.S. Logunova, E.G. Filippov, I.V. Pavlov, V.V.Pavlov* // *Steel in Translation.* – 2013. – Vol. 43, iss. 1. – P. 34–38.

4. Казанская О.В., Юн С.Г., Альсова О.К. Методы оптимизации и теория принятия решений: учеб. курс [Электронный ресурс]. – URL: [http://edu.nstu.ru/courses/mo\\_tpr/files/0.html](http://edu.nstu.ru/courses/mo_tpr/files/0.html) (дата обращения: 14.11.2014).

5. Подиновский В.В., Ногин В.Д. Парето-оптимальные решения многокритериальных задач. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Физматлит, 2007. – 256 с. – ISBN 978-5-9221-0812-6.

6. Forsythe G.E., Malcolm M.A., Moler C.B. Computer methods for mathematical computations. – New Jersey: Prentice-Hall, 1976. – ISBN 978-0-131-65332-0.

7. Киселева М.В. Имитационное моделирование систем в среде AnyLogic: учеб.-метод. пособие. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2009. – 88 с.

8. Caramia M., Dell'Olmo P. Multi-objective management in freight logistics: increasing capacity, service level and safety with optimization algorithms. – London: Springer Science + Business Media, 2008. – ISBN 978-1-84800-381-1.

9. Eichfelder G. Adaptive scalarization methods in multiobjective optimization. – Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2008. – ISBN 978-3-540-79157-7.

10. Marler R.T., Arora J.S. Survey of multi-objective optimization methods for engineering // Structural and Multidisciplinary Optimization. – 2004. – Vol. 26, iss. 6. – P. 369–395.

## **ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ РАСХОДНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПЛАЗМОТРОНА ПРИ ТОНКОСТРУЙНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКЕ**

**А.А. Локтионов, А.И. Журавлев, А.Х. Рахимьянов**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, [pushkin-lok@mail.ru](mailto:pushkin-lok@mail.ru)*

Рассмотрены основные причины вывода из строя расходных элементов плазмотрона при тонкоструйной плазменной резке и даны рекомендации по повышению ресурса работы расходных элементов.

Main reasons for plasmotron consumed parts breakage during thin jet plasma cutting are considered and recommendations on consumed elements lifetime increase are presented.

Плазменный раскрой листовых материалов является одним из эффективных методов резки листовых материалов в современном заготовительном производстве [1]. Он характеризуется высокой производительностью при невысокой себестоимости метра реза. На точность и качество реза при этом методе обработки оказывает влияние состояние расходных элементов плазмотрона [2, 3]. При несвоевременной замене

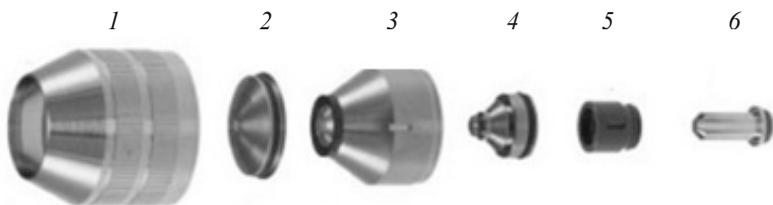
изношенных расходных элементов происходит снижение качества обработки (увеличение неперпендикулярности кромок реза, образование грата на нижней кромке, ухудшение шероховатости поверхности) вплоть до возникновения брака и выхода оборудования из строя.

Правильная оценка состояния расходных элементов и приемы, позволяющие повысить ресурс расходных элементов без потери качества, – важные задачи производства. Тем не менее зачастую таких рекомендаций производитель оборудования не дает, а следовательно, эта задача остается актуальной.

Данная работа посвящена повышению ресурса расходных элементов плазматрона при тонкоструйной плазменной резке.

На рисунке показаны основные расходные элементы плазматрона при тонкоструйной плазменной резке: 1 – защитный колпачок, 2 – колпачок завихряющего газа, 3 – колпачок сопла, 4 – сопло, 5 – газификатор, 6 – катод.

Защитный колпачок служит для фиксации колпачка завихряющего газа. Его повреждение возможно только в аварийных ситуациях. Например, при соприкосновении детали в момент «отвала» детали от листа заготовки, когда деталь еще находится под потенциалом. В таком случае в месте контакта детали и защитного колпачка происходит замыкание, в результате чего происходит прожиг последнего и колпачок перестает выполнять свои защитные функции, следовательно, и необходима его замена.



Расходные элементы плазменного резака PerCut 160

Колпачок завихряющего газа служит для защиты от выплеска расплавленного металла как в момент пробивки, так и при обработке на элементы плазматрона, а также через него осуществляется подача завихряющих газов в зону обработки. При выходе колпачка завихряющего газа из строя затрудняется пробивка материала, так как ухудшается газодинамика процесса. Повреждение отмеченного элемента может произойти как при контакте плазматрона с обрабатываемым мате-

риалом в момент пробивки, так при неправильном выборе высоты пробивки.

Колпачок сопла 3 позволяет фиксировать сопло плазмотрона 4, и через него осуществляется продувка завихряющихся газов. Выход из строя данного элемента возможен только при ситуации, когда происходит повреждение колпачка 2 завихряющегося газа. Дальнейшее его использования после повреждения невозможно.

Сопло 4 предназначено для формирования плазменной дуги. Износ данного элемента может быть равномерным или неравномерным. Равномерный износ происходит при обработке изделий, когда суммарная длина пути в разных направлениях примерно одинакова. В таком случае износ проявляется в равномерном увеличении диаметра канала сопла. Это приводит к снижению плотности мощности и ухудшению газодинамики плазменного потока. Кроме того, из-за увеличения диаметра плазменного столба вследствие увеличения диаметра канала сопла также происходит увеличение ширины реза. С другой стороны, из-за снижения газодинамики плазменного потока ухудшаются условия удаления расплавленного материала из зоны реза. Это приводит к образованию грата на нижней кромке детали и увеличению перпендикулярности кромок реза.

В этом случае продление ресурса данного сопла без потери качества возможно за счет увеличения времени пробивки по сравнению с рекомендуемым изготовителем оборудования. Это позволит осуществить пробивку материала и сформировать канал для удаления расплавленного материала. Кроме этого, для улучшения условий удаления жидкой фазы из зоны обработки следует уменьшить скорость резки и увеличить расходы газов.

Неравномерный износ сопла может произойти одновременно при контакте плазмотрона с расплавленным материалом или резке изделий преимущественно в одном направлении, когда отношение длины реза к ширине детали значительно. Данный вид износа приводит к тем же последствиям, что и равномерный износ. Однако, кроме отмеченного для равномерного износа комплекса действий (увеличение времени пробивки, уменьшение скорости реза, увеличение расходов газов) для продления ресурса сопла, необходимо производить разворот сопла таким образом, чтобы наибольшая полуось эллипса совпадала с направлением реза.

Для предотвращения неравномерного износа необходимо ввести регламент, согласно которому при обработке изделий с преобладанием реза в одном направлении необходимо осуществлять периодический поворот по часовой стрелке на фиксированный угол ( $45^\circ$ ,  $90^\circ$ ).

Катод 6 является одним из электродов при плазменной резке, вторым электродом – разрезаемый лист. Катод состоит из корпуса и запрессованного в него стержня из циркония. Особенностью работы циркониевой вставки является постепенное ее углубление по мере электрической эрозии. На интенсивность износа оказывает влияние количество пробивок и пройденный путь. Предельный износ отмеченного элемента наступает при образовании лунки (проявляется в углублении циркониевой вставки внутри корпуса) глубиной свыше 1,8 мм.

После проведения соответствующих исследований можно дать следующие рекомендации по повышению ресурса расходных элементов плазмотрона при тонкоструйной плазменной резке.

1. Соблюдать рекомендации производителя оборудования при назначении высоты пробивки, скорости резания и расходов газов.

2. Не допускать попадания расплавленного материала на колпачок завихряющего газа.

3. При изменении исходных размеров выходного отверстия сопла оценить внешнюю форму изменения. В случае цилиндрического износа в дальнейшем возможно его использование при увеличении времени пробивки материала, уменьшении скорости резания и увеличения расходов газов. При неравномерном износе (эллипсоидном) его использование возможно при тех же рекомендациях, что и при равномерном износе, но с предварительным разворотом колпачка таким образом, чтобы наибольшая полуось эллипса совпадала с направлением реза.

4. С целью минимизации возникновения неравномерного износа сопла при обработке изделий с преобладанием реза в одном направлении необходимо ввести регламент, согласно которому через определенное время производить поворот сопла по часовой стрелке на фиксированный угол.

5. При появлении нестабильного свиста при обработке необходимо произвести осмотр катода. В случае образования лунки диаметром свыше 1,8 мм произвести его замену.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Локтионов А.А., Захаров В.В.* Тонкоструйная плазменная резка как эффективная технология в заготовительном производстве // Наука. Технологии. Инновации: материалы Всерос. науч. конф. молодых ученых, 2–4 дек. 2011 г.: в 6 ч. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2011. – Ч. 2. – С. 29–30.

2. *Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А.* Повышение эффективности листового раскроя в заготовительном производстве // Инновации в машиностроении: тр. 3 междунар. науч.-практ. конф., Барнаул, 26–28 сент. 2012 г. – Барнаул: АлтГТУ, 2012. – С. 158–159.

3. *Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А.* Влияние износа расходных элементов на точность формообразования при тонкоструйной плазменной резке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 4 (53). – С. 14–18.

## **ОБОСНОВАНИЕ НЕОБХОДИМОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ТОЧНОСТИ ОБНАРУЖЕНИЯ ДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ХОЛОДНОКАТАНОГО ЛИСТА ДЛЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ**

**А.Ю. Миков, О.С. Логунова, А.В. Маркевич**

*Магнитогорский государственный технический университет  
им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, mikov@magtu.ru*

Обнаружение дефектов на поверхности холоднокатаного листа является важной составляющей при производстве автомобильного листа высокого качества. В статье формулируется задача по повышению точности обнаружения дефектов на поверхности автолиста и приводится ожидаемый экономический эффект, которого можно достичь при решении поставленной задачи.

Defects detection on the surface of cold rolled sheet is an important component of high-quality automotive sheet production. In the article the task of improving defects detection accuracy on the surface of automotive sheet is formulated and the expected economic benefit to be achieved through solving the problem is given.

В течение пяти лет ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» реализует программу акцептации металлопроката у российских и иностранных автопроизводителей. В 2013 году проведена работа по одобрению выпускаемой продукции с компаниями Renault, Nissan, АВТОВАЗ, Ford, GM, Volkswagen. Существует возможность получения в 2014 году заказов от компании Renault, получить одобрение компании Nissan и перейти к промышленным поставкам, закончить работу с ОАО АВТОВАЗ по одобрению металлопроката, а также приступить к промышленным поставкам металлопроката для производства Chevrolet Niva (компания GM-Avtovaz), продолжить освоение и работу по акцептации высокопрочных марок стали для компании Ford с компанией GM по одобрению выпуска металлопроката под перспективные проекты автомобилей. Рост объемов производства металлопроката для машиностроения требует увеличения надежности обнаружения дефектов на поверхности листа. Увеличение надежности обнаружения дефектов достигается за счет снижения ошибочно классифицированных и пропущенных дефектов, которые приводят не только к некондиции, но и снижают коррозионную стойкость, абразивную устойчивость, усталостную прочность.

В настоящее время получен достаточный опыт по распознаванию дефектов во внутреннем сечении непрерывнолитой заготовки. Авторами работ [1–3] разработана методика для определения наличия и идентификации размеров объектов нерегулярной формы на основе статистических, морфологических и нечетких методов работы с изображениями заготовок. В [4] представлен опыт разработки рекурсивного алгоритма с возвратом для распознавания периодических дефектов. При этом отмечается его превосходство в сравнении с результатами, полученными с использованием настроенной системы Parsytec.

Одним из этапов определения нарушения сплошности проката является внешний осмотр. Визуальный контроль позволяет оценивать качество поверхности и своевременно выявлять выраженные поверхностные дефекты (плена, вкатанная окалина, рванина, нетодрав и другие виды дефектов). В условиях ЛПЦ-11 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» визуальное оптическое управление реализовано с применением системы ISRA Vision Parsytec. В настоящее время система ISRA VISION Parsytec, функционирующая в условиях ЛПЦ-11, имеет следующие недостатки:

- определяет большое количество псевдодефектов, которые возникают из-за технологических нарушений;

– не идентифицирует классификаторами системы наличие дефектов.

Эти недостатки приводят к экономическим потерям: увеличение рекламаций продукции с потерями до 98 160 тыс. руб. в год; ошибки в аттестации металлопродукции приводят к потерям 12 270 тыс. руб. в год. По прогнозу экономистов, снижение идентификации псевдодефектов на 1 % и количества рекламаций на 1 % приведет к экономическому эффекту 2454 тыс. руб. в год.

Для устранения вышеуказанных недостатков определена цель исследования как повышение точности и достоверности информации при идентификации дефектов холоднокатаного оцинкованного листового проката, применяемого в машиностроительной области.

Для достижения цели авторами работы решаются задачи:

– сбор информации о качестве холоднокатаного листа, включающей идентификационные показатели рулона, технологические параметры плавки, изображения фрагментов листа с предполагаемыми дефектами и их геометрического расположения на поверхности листа;

– разработка методики классификации и распознавания дефектов холоднокатаного оцинкованного листа с применением теории нечеткой нейронной сети;

– проектирование и реализация комплексного программного обеспечения для классификации и распознавания дефектов холоднокатаного оцинкованного листа с применением теории нечеткой нейронной сети;

– проведение обширного вычислительного эксперимента по оценке точности и достоверности информации, получаемой при работе нового программного обеспечения, и сравнение полученных результатов на основе комплексных критериев.

В настоящее время подготовлена графическая информация о качестве холоднокатаного листа, которая представлена в виде множества фотографий.

Таким образом, накопленный графический материал позволяет выполнить построение усовершенствованных комбинированных методик для повышения точности и достоверности информации при идентификации дефектов холоднокатаного оцинкованного листового проката, применяемого в машиностроительной области.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Logunova O.S.* Internal-defect formation and the thermal state of continuous-cast billet // *Steel in Translation*. – 2008. – Vol. 38, N 10. – P. 849–852.
2. Automatic system for intelligent support of continuous cast billet production control processes / *O.S. Logunova, I.I. Matsko, I.A. Posohov, S.I. Luk'yanov* // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 74, iss. 9–12. – P. 1407–1418. – doi: 10.1007/s00170-014-6056-4.
3. *Matsko I.I., Snegirev Y.V., Logunova O.S.* Data acquisition and preparation methods for continuously cast billets quality analysis software // *Applied Mechanics and Materials*. – 2012. – Vol. 110–116. – P. 3557–3562.
4. Periodic defects in steel strips: Detection through a vision-based technique. / *F.G. Bulnes, R. Usamentiaga, D.F. Garcia, J. Molleda* // *Industry Applications Magazine*. – 2013. – Vol. 19, iss. 2. – P. 39–46. – ISSN: 1077-2618. – doi: 10.1109/MIAS.2012.2215638.

## **СИСТЕМА ОСЦИЛЛОГРАФИРОВАНИЯ БИЕНИЙ ВАЛА ГИДРОАГРЕГАТА НА ОСНОВЕ ИНДУКЦИОННОГО ДАТЧИКА В ФОРМЕ ОДНОСТОРОННЕГО ТОРА**

**А.В. Навесов**

*Саяно-Шушенский филиал Сибирского федерального университета,  
г. Саяногорск, п.г.т. Черёмушки, ksardas94@mail.ru*

В данной статье рассматривается проблема измерения биений вала гидроагрегата. Проанализированы различные способы мониторинга состояния агрегата и выделены их недостатки. Предложен новый тип датчика для наблюдения за состоянием гидроагрегатов. Приведены результаты исследований и моделирования этого датчика, интерфейс программы, которая отображает состояние оборудования.

This article discusses the problem of measuring the beating shaft of hydro unit. Different ways of monitor the status of the unit were analysed,

their drawbacks were allocated. The new type of the sensor for supervision over a condition of hydrounits was offered. Results of researches and modeling of this sensor, the interface of the program which displays a condition of the equipment are given.

Силы, возникающие в гидроагрегате и действующие на отдельные элементы конструкции гидроагрегата, могут быть как постоянными, так и переменными во времени. Действие этих сил проявляется в виде деформаций биений и вибраций отдельных элементов гидроагрегата в целом. При исследовании вибраций желательнее также измерять биение вала и поведение его при вращении. Обычно величина биения вала измеряется простыми индикаторами, которые устанавливаются на неподвижных опорах, а штифт упирается в вал агрегата. Индикаторами измеряют биения в трех местах по высоте вала агрегата:

- у каждого подшипника (генераторный и турбинный);
- в двух вертикальных плоскостях, расположенных под углом  $90^\circ$  друг к другу.

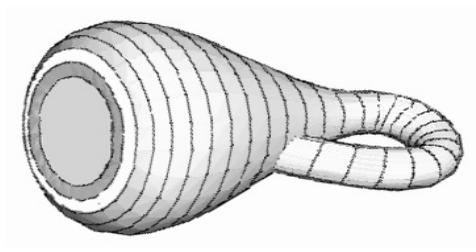
Для осциллографирования биения вала может быть применён индукционный датчик [1].

Датчик устанавливается на неподвижной опоре. Магнитные линии сердечника замыкаются через вал. Датчик представляет собой тороидальную катушку с разомкнутым магнитопроводом. Недостаток индукционного датчика обычной конструкции состоит в том, что имеется поток рассеяния, замыкаемый не через вал агрегата, что ограничивает его чувствительность и диапазон частот.

Изменение зазора между магнитом и валом приводит к изменению ЭДС в обмотке датчика. Чувствительность датчика в среднем равна  $0,5$  мВ/мкН. Диапазон измеряемых частот  $5 \dots 200$  Гц.

Проведенные исследования показывают, что специфическая особенность гидроагрегата состоит в том, что диапазон основных частот вибраций возмущающих сил, действующих в агрегате, составляет от  $0,5$  до  $300$  Гц, что заставляет разрабатывать датчики новой конструкции.

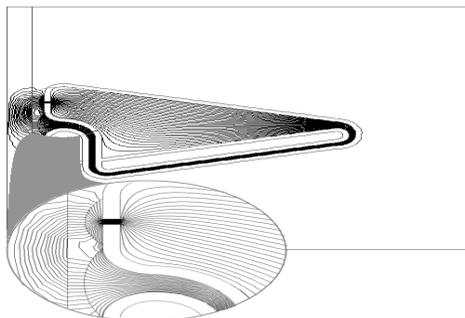
Один из возможных вариантов такого датчика – датчик в форме одностороннего тора (рис. 1). Подобная форма позволяет значительно увеличить чувствительность датчика, что позволит фиксировать возмущающие силы, действующие в широком диапазоне частот.



*Рис. 1.* Индукционный датчик в форме одностороннего тора

Индукционные датчики смоделированы в системе конечноэлементного анализа ELCUT [2].

На рис. 2 видно, что магнитный поток датчика полностью замыкается через вал гидроагрегата, в результате чего расширяется диапазон измеряемых вибраций вала.



*Рис. 2.* Линии магнитной индукции, замыкающиеся через вал

Зная зависимость индуктивности датчика от расстояния до вала, можем предложить схему (рис. 3), с помощью которой сможем диагностировать вибрационное состояние вала гидроагрегата.

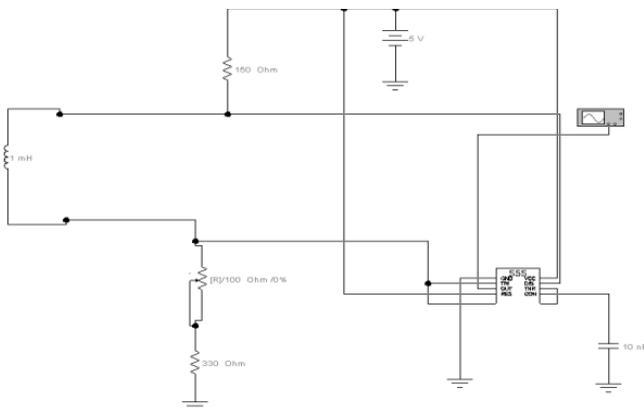


Рис. 3. Схема для регистрации биений вала гидроагрегата

С помощью индукционного датчика в форме одностороннего тора удалось расширить диапазон регистрируемых частот биений вала и чувствительность системы осциллографирования. Подобное устройство найдет широкое применение в гидроэнергетике.

*Автор благодарит научного руководителя Беляева Романа Юрьевича за оказанную помощь.*

### ЛИТЕРАТУРА

1. Владиславлев Л.А. Вибрация гидроагрегатов гидроэлектрических станций. – М: Энергия, 1972. – 176 с.
2. ELCUT. Руководство пользователя. – СПб.: Тор, 2013. – 295 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

## **С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ЛАЗЕРНОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ**

**Р.Ю. Некрасов, У.С. Путилова, И.В. Соловьев**

*Тюменский государственный нефтегазовый университет,  
г. Тюмень, [syncler@mail.ru](mailto:syncler@mail.ru)*

Непрерывный рост интенсивности процессов металлообработки в машиностроении, изменение структуры, функциональных возможностей и стоимости технологического оборудования, все более широкое применение высокопрочных материалов, имеющих, как правило, низкую обрабатываемость, обуславливают необходимость комплексного подхода к исследованиям работоспособности режущего инструмента, а также управления режимами обработки с целью достижения максимальной технико-экономической эффективности эксплуатации автоматизированного технологического оборудования и станков с ЧПУ.

Continuous growth of the intensity of metal working processes in mechanical engineering, changes in the structure, functionality and cost of technological equipment, increasing use of high-strength materials which, as a rule, are characterized by low workability, determine the necessity of an integrated approach both to the studies of the working capacity of cutting tools and to the management of machining conditions in order to achieve maximum technical and economic efficiency in operating automated manufacturing equipment and numerically controlled machine tools.

Применение высокоскоростного резания, использование высокопрочных труднообрабатываемых материалов при производстве изделий в высокотехнологичных отраслях промышленности неизбежно сопровождается интенсификацией процессов нагружения режущего инструмента. При этом воздействие повышенных силовых и температурных контактных нагрузок достаточно часто приводит к нерегламентированным отказам инструмента из-за его разрушений – выкрашиваний, микро- и макросколов лезвий в процессе резания.

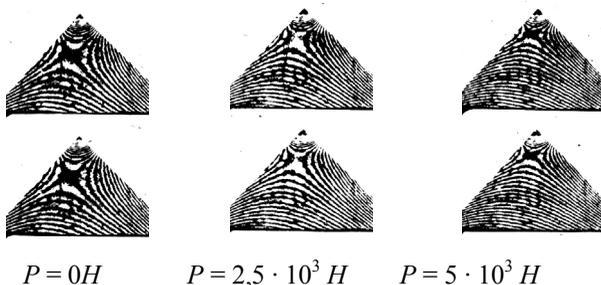
Таким образом, фактором, ограничивающим развитие автоматизации производственных процессов, становится прогнозирование эксплуатационного ресурса формообразующего режущего инструмента. Прогнозирование эксплуатационного ресурса режущего инструмента обуславливает необходимость оценки прочности режущего лезвия, которая определяется напряженно-деформированным состоянием режущего клина, а также распределением температур и тепловых потоков в ре-

жушей части инструмента под действием системы контактных нагрузок, сосредоточенных на его рабочих поверхностях. Невозможность достаточно точного определения распределения напряжений вблизи режущей кромки инструмента с помощью известных методов предопределяет необходимость поиска новых, более эффективных методов исследования напряженно-деформированного состояния режущей части инструмента.

В связи с вышеизложенным для решения поставленных задач был применен и отработан метод лазерной интерферометрии, обладающий наглядностью и сравнительной эффективностью применения для исследования нестационарных процессов. Сущность разработанного метода состоит в том, что на специальной установке, включающей интерферометр схемы Майкельсона, регистрируются изменяющиеся интерферограммы, получаемые в результате интерференции лучей монохроматического света. Одним из зеркал интерферометра Майкельсона является зеркально доведенная, полированная боковая поверхность плоской металлической (твердосплавной) пластины, нагружаемой силой  $P$ . При этом сила  $P$  действует вдоль оси в плоскости пластины, выполненной в виде осесимметричного клина. В качестве источника монохроматического излучения используется оптический квантовый генератор (ОКГ), луч света которого, пройдя через систему линз, разделяется полупрозрачной светоделительной пластиной на предметный и опорный пучки, интерферирующие в зоне между пластиной и скоростным фоторегистратором, в результате чего специальным объективом проецируется в плоскость фото пленки изображение нагружаемой плоской металлической (твердосплавной) пластины, выполненной в виде клина с локализованной на его поверхности системой интерференционных линий [1].

В результате проведения экспериментов получены представленные на рисунке кинограммы интерференционных картин в различных стадиях нагружения клина, характеризующие поперечные деформации  $\Delta t$  «плосконапряженной» исследуемой пластины под действием силы  $P$ .

На исследуемое поле пластины наносится расчетная сетка, и величины поперечных деформаций исследуемого клина  $\Delta t$  в расчетных сечениях определяются методом вычитания порядков  $m$  интерференционных линий. Далее в результате расчетов во всех точках расчетной сетки определяются значения сумм напряжений  $S = (\sigma_1 + \sigma_2) = (\sigma_x + \sigma_y)$  и составляющие напряжения  $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ .



*Рис. 1.* Кинограммы интерференционных картин на плосконапряженном клине из стали Р6М5

Проверка расчетов, выполненная методом интегрирования площадей эпюр и сравнением с силой нагружения  $P$ , показала расхождения в пределах (2,1...4,3) %, что подтверждает достаточно высокую точность определения составляющих напряжений  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\tau_{xy}$  в клиньях из инструментальных сталей и твердых сплавов по данным интерферометрии.

В ходе экспериментов на лазерной установке последовательно осуществляются следующие операции:

1) в течение двух минут осуществляется непрерывное точение заготовки, выполненной в виде трубы или чашки, в условиях свободного прямоугольного резания (за этот период времени стабилизируются тепловые потоки и температурное поле в режущем клине инструмента);

2) производится съемка интерферограмм на нагруженном плоском режущем клине инструмента в момент прерывания процесса резания;

3) после прекращения процесса резания и остывания режущего инструмента до температуры окружающей среды производится съемка интерферограмм на ненагруженном остывшем клине инструмента.

Полученные результаты указывают на перспективность использования метода лазерной интерферометрии, который в сочетании с численными методами расчетов напряженно-деформированного и теплового состояния режущей части инструмента позволяет разрабатывать современные конструкции режущего инструмента и повысить эффективность его применения в металлообработке [2].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Утешев М.Х., Некрасов Ю.И., Артамонов Е.В. Голографическая установка для исследования напряженно-деформированного состояния режущей части инструмента // Станки и инструмент. – 1978. – № 6. – С. 38–39.

2. Шаламов В.Г. Математическое моделирование при резании металлов: учеб. пособие. – Челябинск: Изд-во ЮжУрГУ, 2007. – 180 с.

## СИНТЕЗ КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА $\text{Li}_2\text{Fe}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{SiO}_4/\text{C}$ ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АМОРФНОГО $\text{Li}_2\text{SiO}_3$

**П.А. Новиков, А.О. Силин, Ван Цин Шен**

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
г. Санкт-Петербург, novikov.p.a@gmail.com*

Катодный материал  $\text{Li}_2\text{Fe}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{SiO}_4/\text{C}$  был синтезирован с использованием технологии твердофазного синтеза. В качестве начальных компонентов использовали аморфный  $\text{Li}_2\text{SiO}_3$ , полученный из расплава путем кристаллизации,  $\text{FeC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{MnC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , глюкоза. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что образец можно отнести к пространственной группе  $\text{Pmn}2_1$  с орторомбической решёткой. Анализ изображений, полученных с РЭМ, показал, что средний размер полученных частиц 250 нм. Другие данные, полученные с EDX и AAS, близки к теоретическим. Электрохимические характеристики получали путем гальваностатического циклирования в диапазоне 1,5...4,8 В. Разрядная емкость после первого цикла составила 220 мА · ч/г.

Phase-pure cathode material ( $\text{Li}_2\text{Fe}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{SiO}_4/\text{C}$ ) has been successfully prepared by solid-state reaction. As a start components were used amorphous  $\text{Li}_2\text{SiO}_3$  obtained from liquid phase by solidification,  $\text{FeC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{MnC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  and glucose as a carbon source. XRD data show that sample on the basis of orthorhombic unit cell can be attributed to  $\text{Pmn}2_1$  space group. Analysis of SEM images has showed average particles size about 250 nm. Other obtained results (EDX, AAS) approximately correspond to theoretical data. Electrochemical performance of the cathode material was gained from cycling between 1.5...4.8 V. Discharge capacity after the first 1 cycle reached 220 mAh/g.

## Введение

Традиционные катодные материалы, применяемые в промышленности, такие как  $\text{LiCoO}_2$ ,  $\text{LiNiO}_2$ ,  $\text{LiMn}_2\text{O}_4$ , имеют неплохие удельные характеристики, но дороговизна сырьевых ресурсов и токсичность

кобальта делают их неактуальными для производства крупногабаритных батарей [1]. В 2005 г. А. Nyten [2] методом твердофазного синтеза прекурсоров  $\text{Li}_2\text{SiO}_3$  и  $\text{FeC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  получил катодный материал  $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$ (LFS), расчетная удельная емкость которого составляет  $C_{\text{теор}} = 333 \text{ мА} \cdot \text{ч/г}$  [2, 3]. Однако, как у многих похожих катодных материалов полианионового типа,  $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$  имеет все же недостаточную проводимость ( $6 \cdot 10^{-14} \text{ См/см}$ ) [4].

### Эксперимент

Для получения композиции  $\text{Li}_2\text{Fe}_{0,5}\text{Mn}_{0,5}\text{SiO}_4/\text{C}$ , в качестве исходных компонентов брались  $\text{Li}_2\text{SiO}_3$ ,  $\text{FeC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{MnC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , глюкоза (10 масс.%).  $\text{Li}_2\text{SiO}_3$  был получен жидкофазной технологией, описанной в работе [5].

Полученные образцы исследовались методами рентгеноструктурного анализа (BrukerAdvancedD8  $\text{CuK}\alpha\lambda = 1,54059 \text{ \AA}$ ), содержание Li определяли с помощью атомно-абсорбционного спектрометра, морфологию и размер частиц – растровой электронной микроскопией MIRA Tescan (Чехия), химический состав определяли с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX). Для проведения электрохимических испытаний собирались батареи типа CR2032 и циклировались в диапазоне от 1,5 до 4,7 В с плотностью тока 5мА/г.

### Результаты и обсуждения

При твердофазном синтезе происходит следующая реакция:

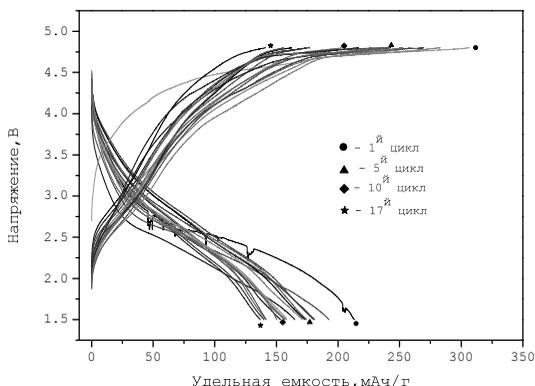


В ходе эксперимента варьировали количество вводимого ( $\text{FeO} + \text{MnO}$ ) от 30 масс.% до 44 масс.% для получения продукта с минимальным количеством примесей. Компоненты и примесные фазы практически отсутствуют в образце с 38 масс.% ( $\text{FeO} + \text{MnO}$ ). Образцы можно отнести к  $\text{Pmn}2_1$  пространственной группе, с орторомбической решеткой, которая является изоструктурой низкотемпературного  $\beta\text{-Li}_3\text{PO}_4$ , со следующими параметрами решетки:  $a = 6,2684$ ;  $b = 5,3307$ ;  $c = 5,0201 \text{ \AA}$ .

Результаты эксперимента, проведенного на РЭМ, показали, что частицы имеют плотный контакт между собой, форма порошка змеевидная, средний размер частиц приблизительно равен 500 нм, при более сильных увеличениях видно, что они состоят из более мелких частиц, и их размер приблизительно равен 250 нм.

Методом ААС провели пять экспериментов по определению содержания Li в образце, пробы брали из различных точек объема. Распределение Li по объему является равномерным и варьируется с небольшим разбросом от 3,62 до 3,72 масс.%

На рисунке приведены результаты зарядно-разрядных испытаний.



Зарядно-разрядные кривые системы  $\text{Li}_2\text{Fe}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{SiO}_4/\text{C}$  с 10 масс.% углерода

Зарядная емкость на первом цикле составляет  $315 \text{ мА} \cdot \text{ч/г}$ , разрядная же  $220 \text{ мА} \cdot \text{ч/г}$ , эффективность 70 %. Столь низкая эффективность, возможно, возникла по причине образования пассивационных пленок на поверхности активного материала. К 15-му циклу разрядная емкость стабилизировалась в районе  $150 \text{ мА} \cdot \text{ч/г}$  с эффективностью 90 %. Такое снижение емкости наблюдалось также и в других работах (напр., [4]), в которых занимались допированием Mn, падение емкости происходит из-за аморфизации структуры, а также из-за нестабильного положения Mn в кристаллической структуре материала.

### Заключение

В ходе проведенных работ была разработана технология получения  $\text{Li}_2\text{Fe}_{0.5}\text{Mn}_{0.5}\text{SiO}_4/\text{C}$  с 10 %. Использование аморфного  $\text{Li}_2\text{SiO}_3$  приводит к равномерному распределению Li по объему. При электрохимических испытаниях разрядная емкость после первого цикла составляла  $220 \text{ мА} \cdot \text{ч/г}$ , к 15-му циклу разрядная емкость упала до  $150 \text{ мА} \cdot \text{ч/г}$ .

*Работа выполнена в рамках государственного контракта № 14.584.21.004. Выражаем благодарность научному руководителю группы Поповичу А.А. за помощь при написании статьи.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Synthesis and characterization of in situ carbon-coated  $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$  cathode materials for lithium ion battery / Z. Yan, S. Cai, L. Miao, X. Zhou, Y. Zhao // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2012. – Vol. 511, iss. 1. – P. 101–106.
2. Electrochemical performance of  $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$  as a new Li-battery cathode material / A. Nyten, A. Abouimrane, M. Armand, T. Gustafsson, J.O. Thomas // *Electrochemistry Communications*. – 2005. – Vol. 7, iss. 2. – P. 156–160.
3. Sun S., Wu Z. A theoretical study of the structure distortion of  $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$  // *Journal of Chemical and Pharmaceutical Research*. – 2014. – Vol. 6, iss. 4. – P. 221–225.
4. Dominko R.  $\text{Li}_2\text{MSiO}_4$  (M = Fe and/or Mn) cathode materials // *Journal of Power Sources*. – 2008. – Vol. 184, iss. 2. – P. 462–468.
5. Попович А.А. Ван Ц.Ш. Исследование технологии получения катодного материала на базе системы Li-Fe-Si-O // *Вопросы материаловедения*. – 2013. – Т. 2, № 74. – С. 59–63.

## УКАЗАТЕЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТЬ НЕУПРУГО-УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ И АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА ОБРАБОТКИ АНИЗОТРОПИИ

**Ю.А. Онанко, Г.Т. Продайвода, А.П. Онанко**

*Киевский национальный университет, г. Киев, Украина, onanko@univ.kiev.ua*

Представление взаимосвязи неупругого внутреннего трения, модуля упругости и температуры в виде «указательной поверхности» дает дополнительную информацию о динамике структурных дефектов в сплавах.

The presentation of inelastic internal friction, elastic module and temperature interconnection in type «indicator surface» gives the additional information about structure defects dynamics in alloys.

Прочность сплавов определяется взаимодействием дислокаций с точечными дефектами [1, 2].

Для измерений модуля упругости  $E$  и  $\text{VT}Q^{-1}$  использовался прибор УЗИС-КНУ на частотах  $f \approx 1,67$  и 5 МГц при переменной деформации  $\varepsilon \approx 10^{-6}$ . Погрешность измерений относительного изменения модуля упругости равна  $\frac{\Delta E}{E} \approx 0,5\%$  и  $\text{VT} \frac{\Delta Q}{Q^{-1}} \approx 10\%$  [3, 4].

На рис. 1 изображена осциллограмма импульсов продольной поляризации  $V_{\parallel}$  в пьезокерамике ЦТС-19 ( $\text{PbTiO}_3\text{-PbZrO}_3$ ) – титанатецирконате свинца.



Рис. 1. Осциллограмма импульсов продольной поляризации  $V_{\parallel}$  в пьезокерамике ЦТС-19

Из осциллограммы на рис. 1 определялась квазипродольная УЗ скорость продольной поляризации  $V_{\parallel} = 4127 \frac{\text{м}}{\text{с}}$ , модуль упругости

$$E = \rho V_{\parallel}^2 = \rho V_{\perp}^2 \left[ 3 + \frac{1}{\left( \frac{V_{\parallel}}{V_{\perp}} \right)^2} \right] = 126,9 \text{ ГПа}$$

пьезокерамики ЦТС-19. Температурная зависимость  $\text{VTQ}^{-1}(T)$  и модуля упругости  $E(T)$  (указательной поверхности неупруго-упругого тела), 2D и 3D атомно-силовая микроскопия (АСМ) микроструктуры титанового сплава ВТ3 после механической и термической обработки представлена на рис. 2.

Обнаружен малый максимум  $\text{VTQ}_{\text{max}}^{-1}$  при  $T_{\text{max}} \approx 530 \text{ К}$  на рис. 2 с энергией активации  $H \approx 1,0 \pm 0,1 \text{ эВ}$ , с постоянной времени релаксации  $\tau_0 \approx 3,1 \cdot 10^{-14} \text{ с}$  и частотным фактором релаксации  $f_0 \approx 3,2 \cdot 10^{13} \text{ Гц}$ .

Релаксация модуля упругости  $\frac{\Delta E}{E}$  в температурном интервале суще-

ствования максимума  $\text{VTQ}_{\text{max}}^{-1}$  в сплаве позволяет предположить соответствующий механизм, обусловленный релаксационным процессом переориентации комплексов вакансии – водород (V-H) под влиянием УЗ переменной деформации  $\epsilon_{\text{УЗ}}$ . 2D, 3D АСМ микроструктуры титанового сплава ВТ8 после механической и термической обработки представлена на рис. 3.

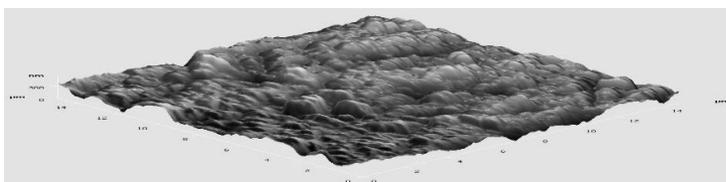
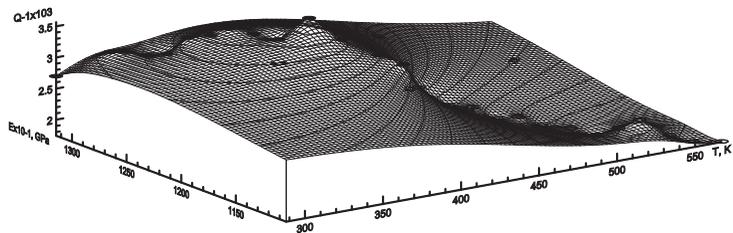


Рис. 2. Температурная зависимость внутреннего трения  $Q^{-1}(T)$  и модуля упругости  $E(T)$  (указательная поверхность неупруго-упругого тела) и 2D, 3D АСМ микроструктуры титанового сплава ВТ3 после механической и термической обработки

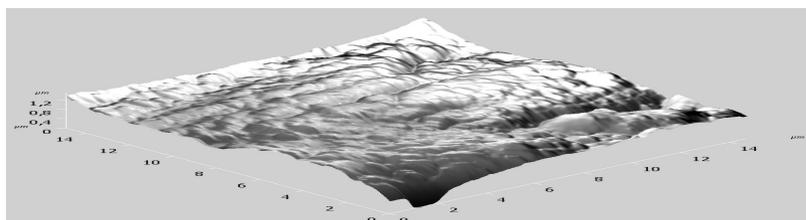
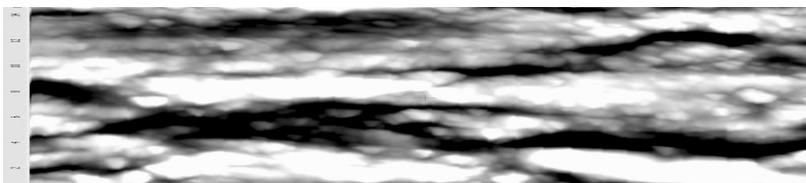


Рис. 3. 2D и 3D АСМ микроструктуры титанового сплава ВТ8 после механической и термической обработки

Теоретическая прочность сплавов на сдвиг  $\sigma_{\text{пр}} \approx \frac{1}{10} \dots \frac{1}{30} G$  [1].  
Напряжение, необходимое для передвижения трещины из одного зерна сплава в другое, равно  $\sigma_{\text{тр}} \approx \left( 2 \frac{12EW_{\text{п}}}{L_3} \right)^{1/2}$ , где  $E$  – модуль упругости,  $L_3$  – величина зерна;  $W_{\text{п}}$  – поверхностная энергия [2].

### Выводы

1. При описании внутреннего трения взаимосвязь неупругой  $Q^{-1}$ , упругой  $E$  величин и температуры  $T$  может быть представлена в виде поверхности («указательной поверхности»), которая дает дополнительную информацию о динамике структурных дефектов в сплавах.

2. Измерение фона внутреннего трения  $Q_{\text{ф}}^{-1}$  дает информацию об изменении полей напряжений  $\sigma_i$  в сплавах. Увеличение высот максимумов  $ВТQ_{\text{max}}^{-1}$  свидетельствует о росте концентрации структурных дефектов, а уширение максимумов  $\Delta Q_{\text{max}}^{-1}$  отражает процесс релаксации новых типов дефектов.

3. Модуль упругости  $E$ , внутреннее трение  $Q^{-1}$ , коэффициент Пуассона  $\mu$  зависят от текстуры, микротрещинообразования, анизотропии.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. – М.: Наука, 1985. – 253 с.
2. Новик А., Берри Б. Релаксационные явления в кристаллах. – М.: Атомиздат, 1975. – 472 с.
3. Онанко А.П. Влияние водорода на указательную поверхность неупругоупругого тела сплава  $Ti_{0,5}Al_{0,5}$  // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т. 33, № 2. – С. 253–261.
4. Автоматизированная система обработки измерений продольных и поперечных скоростей ультразвука / Ю.А. Онанко, Г.Т. Продайвода, С.А. Выжва, А.П. Онанко, М.П. Кулиш // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т. 33, № 13. – С. 529–533.

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЗАКАЛОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ ДЕТАЛЕЙ

**И.А. Осипов, А.С. Бачурин, Н.В. Курлаев**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, svsv@craft.nstu.ru*

В работе произведено решение связанной задачи нестационарного теплообмена детали с закалочной средой и термической деформации детали образца из алюминиевого сплава и сравнение результатов расчета с экспериментальными данными. Экспериментальные данные подтвердили характер деформации, полученный при расчете, разность между деформациями, полученными при расчетах и экспериментальными данными, составила 23 %.

The problem of unsteady heat transfer details with the quench medium and thermal deformation of the aluminum alloy parts is discussed and compared with the results of calculating to the experimental data. Experimental data confirmed the nature of the deformation obtained by numerical simulation the difference between the strains obtained in the calculations and the experimental data was 23 %.

Процесс закалки связан с появлением напряжений, которые в ряде случаев могут привести к короблению и деформации деталей. На деформацию влияют материал, размеры, геометрия и толщина закаливаемых деталей. Кроме того, на общую деформацию влияют скорость и направление погружения деталей в закалочную среду [1, 3]. Эта проблема особенно актуальна для нежестких деталей.

В настоящее время борьба с закалочными деформациями ведется следующими способами [3–5]: рациональное конструирование деталей, фиксация деталей и задание дополнительных припусков на чистовую механическую обработку, выполняемую после термообработки. Существующие методики определения закалочных деформаций носят качественный характер или не обладают необходимой точностью для нежестких деталей. Отсутствие достоверной методики прогнозирования закалочных напряжений приводит к значительному количеству бракованных деталей, к которым предъявляются повышенные требования по точности изготовления.

Существующее программное обеспечение позволяет производить анализ тепловых деформаций, но для моделирования закалки необходимо задать функцию, описывающую теплообмен между поверхно-

стью детали и закалочной средой. Для получения достоверных результатов необходимо учитывать изменение теплообмена между закалочной средой и деталью, зависящего от температуры поверхности детали [2], а также направление и скорость погружения детали в закалочную среду. Проведенный анализ доступной литературы, посвященной термической обработке, показал, что готовых решений для задач в данной постановке не существует, однако возможно решение подобных задач с применением связанного междисциплинарного анализа. Главной проблемой такого анализа является вопрос сходимости результатов расчетов с экспериментальными данными, поэтому для практического применения результатов таких расчетов необходимо оценить погрешность путем сравнения тестовых расчетов либо задачами, имеющими известное решение, либо с экспериментальными данными.

Для моделирования процесса погружения детали в закалочную среду задана расчетная область, представляющая собой параллелепипед с габаритными размерами  $200 \times 41 \times 18$  мм.

В качестве начальных условий для расчета были заданы:

- материал детали – алюминиевый сплав АК6,
- начальная температура стержня  $515$  °С,
- закалочная среда – вода,
- температура закалочной среды  $27$  °С.

Решение задачи проводилось с помощью программного пакета ANSYS 14 в два этапа: первый этап заключался в решении нестационарной тепловой задачи; второй представлял собой расчет перемещений образца под действием напряжений, вызванных локальным нагревом. Кроме того, учитывался нелинейный характер теплообмена между водой и поверхностью детали, зависящий от температуры [2], для чего был написан макрос, изменявший коэффициент теплообмена в зависимости от температуры на поверхности образца.

Для упрощения расчетов и снижения числа конечных элементов использовалась симметрия детали. Погружение в закалочную среду производилось со скоростью  $0,05$  м/с вдоль размера  $41$  мм.

В результате проведенных расчетов была получена зависимость распределения температуры по сечению стержня от времени. Расчет показал разницу порядка  $100$  °С между отдельными частями образца, которые могут вызвать пластические деформации.

Данные распределения температур, полученные в расчете конвективного теплообмена, были использованы в структурном анализе, в результате чего были получены значения эквивалентных напряжений.

Из распределения напряжений можно сделать вывод, что внешние слои стержня при контакте с закалочной средой охлаждаются и сжимаются, в то время как внутренние слои остаются горячими и препятствуют сжатию внешних слоев. В результате во внешних слоях действуют напряжения растяжения, во внутренних – сжатия. Далее наружный слой теряет возможность пластически деформироваться, при этом внутренний объем, охлаждаясь, уменьшается, что приводит к появлению внутри стержня напряжений растяжения. В результате появления напряжений стержень деформируется относительно первоначальной формы (рисунок), что часто встречается в практике термообработки [3].



Деформации закаленного стержня (мм)

Для оценки достоверности расчетов деформаций была проведена экспериментальная закалка образцов. Режимы термообработки и размеры образцов соответствуют начальным условиям расчета. Всего было изготовлено восемь образцов из четырех партий. Измерения образцов проводились после выдержки, исключая влияние старения. Характер деформации, наблюдаемый при закалке, качественно аналогичен деформациям, полученным при расчете.

При сравнении обработанных результатов с результатами численного моделирования максимальная относительная погрешность составила примерно 23 %, что соответствует отклонению примерно в 0,01 мм, это является удовлетворительным результатом. Найденная погрешность позволяет использовать результаты данного анализа для прогнозирования закалочных деформаций и назначения припусков на окончательную механическую обработку детали после проведения термообработки.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Металловедение алюминия и его сплавов: справ. руководство / А.И. Беляев, О.А. Романова, О.С. Бочвар, К.С. Походаев, Н.Н. Буйнов, Н.А. Локтинова, И.Н. Фридляндер. – М.: Металлургия, 1971. – 352 с.
2. *Цветков Ф.Ф., Григорьев Б.А.* Тепломассообмен: учеб. пособие для вузов. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Изд-во МЭИ, 2005. – 550 с.
3. Термическая обработка в машиностроении: справочник / А.В. Арендарчук и др.; под ред. Ю.М. Лахтина, А.Г. Рахштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – 776 с.
4. *Абрамов В.В.* Остаточные напряжения и деформации в металлах: расчеты методом расчленения тела. – М.: Машгиз, 1963. – 352 с.
5. *George E.T.* Handbook of residual stress and deformation of steel. – Ohio: ASM, 2001. – 550 p.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ АБРАЗИВНЫХ ЗЕРЕН

**А.П. Осипов, Д.А. Машин, А.В. Шуляев**

*Филиал Самарского государственного технического  
университета в г. Сызрани, г. Сызрань, mf@mfsyzran.ru*

По оригинальной методике проведена оценка геометрических параметров абразивных зерен. Сделаны выводы по научной новизне и практической ценности полученных результатов.

The assessment of geometrical parameters of abrasive grains is carried out by an original technique. The conclusions of scientific novelty and practical value of the experimental results are received

Оценка значений геометрических параметров режущей части абразивного зерна, находящегося на рабочей поверхности кругов, позволяет моделировать его режущую способность, контролировать тепловые процессы, деформации системы и износ абразивного инструмента (АИ) в процессе шлифования. Ранее авторами в работе [1] были предложены новые геометрические параметры  $B_p$ ,  $N_p$ , характеризующие форму вершин зерен, и описана методика экспериментального определения новых и традиционных для теории шлифования параметров. Однако в опубликованной работе представлены только предварительные результаты экспериментальной оценки.

В ходе исследований были измерены такие геометрические параметры абразивных зерен, как размеры полуосей эллипса, описанного

вокруг проекции абразивного зерна, максимальный и минимальный размеры абразивного зерна, коэффициент формы  $K_{\phi}$ , новые параметры  $V_p$ ,  $N_p$ , характеризующие форму режущих кромок абразивных зерен, и традиционные параметры – радиус вершины режущей кромки  $\rho$  и угол при вершине  $\varepsilon$ .

Определение среднестатистических характеристик рабочей части зерна проводилось с помощью оригинальной программы «Исследователь абразивных зерен V1.5» по фотографиям проекций, полученных на установке на основе медицинского микроскопа с использованием оригинального способа закрепления абразивных зерен в образце. Для обработки данных был разработан комплекс программ на базе Microsoft Excel 2003 и Mathcad 14.

Для исследования использовались зерна электрокорунда марки 14А зернистостей 20–80 производства Челябинского абразивного завода, карбида кремния зеленого 63С и карбида кремния черного 53С зернистости 16–50 производства Волжского абразивного завода. В процессе исследования были измерены 1500 образцов.

Анализ результатов показал следующее.

1. Большинство зерен в любой зернистости тяготеют по размерам к предельной, крупной или основной фракции, согласно определениям ГОСТ 3647-80. Это объясняется тем, что в 2005 г. введен в действие новый ГОСТ Р 52381-2005. Однако, в литературных источниках последних лет исследователи до сих пор ссылаются на старый стандарт.

2. Значения максимального размера зерна равны для целых групп зернистостей: 16 и 20, 25 и 32, 40 и 50, 80. Это объясняется большими допусками на процентное соотношение разных фракций в навеске одной зернистости, которое допускает указанный выше ГОСТ, что нивелирует в некоторых случаях разницу между АИ разных зернистостей и мешает рациональному выбору инструмента.

3. Исследования показали, что форма зерен варьируется от изометричной ( $K_{\phi} = 1,0 \dots 1,4$ ), приближенной к правильным телам, через мецеvidные ( $K_{\phi} = 1,4 \dots 2$ ) к пластинчатым зернам ( $K_{\phi} = 2,0 \dots 2,8$  и более). Установлено, что коэффициент формы в среднем мало зависит от марки абразивного материала ( $\pm 5\%$ ). Вместе с тем зерна 14А более изометричны, а среди зерен 63С чаще встречаются пластинчатые зерна. Соотношение зерен разной формы обусловлено особенностями посева зерен.

4. Рассчитанное по формуле Маслова Е.Н. [4] значение коэффициента, учитывающего разброс зерен в навеске одной зернистости,

по его данным, равное 10,6, которое используется для моделирования формы абразивного зерна многими исследователями, при требованиях современного стандарта с учетом возможных вариаций по размерам зерен в пределах одной зернистости составило 7,4...14,1. Этот факт указывает на большие погрешности при моделировании и объясняет расхождения числовых результатов в исследованиях разных авторов.

5. Из вышесказанного следует вывод, что привязка к среднестатистическому размеру зерна при моделировании структуры рабочей поверхности АИ, моделировании съема металла или шероховатости является существенным недостатком теории, особенно для АИ на основе абразивных материалов по новому ГОСТ Р 52381-2005. Более правильно, на наш взгляд, моделировать взаимодействие отдельных элементов абразивного зерна (режущих кромок) с обрабатываемых материалом.

6. Значения параметров  $V_p$ ,  $N_p$  зависят от зернистости, метода рассева абразивных зерен и глубины исследования. Однако, при внедрении абразивных зерен в обрабатываемый материал на глубину 2...10 % от среднего размера зерна для моделирования режущих кромок для заданной зернистости могут быть использованы постоянные значения параметров  $V_p$ ,  $N_p$  с погрешностью не более 12 %.

7. Изменяя параметр  $N_p$ , можно моделировать форму режущей кромки цилиндром, эллипсоидом, конусом, выпуклыми и вогнутыми телами, в то время как традиционные параметры, радиус вершины  $\rho$  и угол при вершине  $\epsilon$  изменяются с глубиной исследования и позволяют моделировать режущую кромку только конусом с округленной вершиной. Однако, при внедрении абразивных зерен в обрабатываемый материал на глубину 0...2 % от среднего размера зерна деформирующие кромки можно моделировать конусом, а срезающие стружку кромки – полусферой с использованием этих параметров.

8. Наиболее оптимальная форма срезающей стружку режущей кромки (параметр  $N_p$ ) определяется свойствами обрабатываемого материала, а марка абразивного материала определяет их количество на рабочей поверхности АИ.

*Работа выполнена в рамках проекта «Повышение качества поверхностей, обработанных развёртыванием и шлифованием» при реализации базовой части государственного задания № 2014/199 Минобрнауки РФ на выполнение работ в сфере научной деятельности.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Осинов А.П., Федотов В.В.* Методика экспериментального определения геометрических параметров абразивных зерен // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2012. – № 11. – С. 69–73.
2. *Ваксер Д.Б.* Влияние геометрии абразивного зерна на свойства шлифовального круга // Основные вопросы высокопроизводительного шлифования / под ред. Е.Н. Маслова. – М.: Машгиз, 1960. – С. 78–86.
3. *Осинов А.П.* Критерий стружкообразования при микрорезании единичной абразивной кромкой // Научные технологии в машиностроении. – 2012. – № 3. – С. 10–14.
4. *Маслов Е.Н.* Теория шлифования материалов. – М.: Машиностроение, 1974. – 320 с.

## СВЯЗЬ ЗАКАЛОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ С ВЕЛИЧИНОЙ ПРИПУСКА

**Н.М. Павлушенко, А.С. Бачурин, Н.А. Рынгач**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, svsv@craft.nstu.ru*

При назначении припусков на окончательную обработку деталей не учитывается влияние технологической наследственности. Это может привести к значительному количеству бракованных деталей. В статье рассматривается влияние на остаточные закалочные напряжения величины припуска, оставляемого на окончательную механическую обработку детали.

The amount of finishing machining allowance do not takes into account technological heredity. That may cause form defects in non-rigid high-precision parts. This article describes study of influence of finishing machining allowance value on parts quenching stresses.

При производстве высокоточных деталей имеется ряд особенностей. Одной из таких особенностей является проведение чистового фрезерования после термообработки [3, 5], однако такая обработка может привести к дополнительным деформациям детали [5], не обладающей достаточной жесткостью из-за нарушения равновесия в детали после удаления припуска. Обычно при расчете припуска после термической обработки учитываются [2, 4]: глубина дефектов поверхности; толщина поврежденного поверхностного слоя и геометрические от-

клонения от заданной поверхности. Вопрос технологической наследственности [5], когда происходит перенос свойств (в том числе внутренних напряжений) от предшествующих операций к последующим, не учитывается. Такой подход применим при производстве жестких деталей невысокой точности, однако при производстве высокоточных деталей возможно появление нежелательных деформаций после механической обработки.

В настоящей работе исследуется связь остаточных закалочных напряжений с величиной припуска и поиск оптимальных величин припуска для окончательной механической обработки.

В качестве объекта моделирования выбрано сечение балки из алюминиевого сплава АК6 (рис. 1), погружаемого в воду (закалочную среду), начальная температура стержня 515 °С, температура закалочной среды 27 °С.

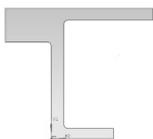


Рис. 1. Сечение переплета балки

Расчет напряжений проводился в двухмерной постановке в программе Ansys 14. Для нахождения тепловых напряжений необходимо сначала решить нестационарную тепловую задачу [1] с учетом зависимости коэффициента конвективного теплообмена от температуры поверхности.

В качестве расчетных областей были рассмотрены следующие варианты величин припусков на заготовке (рис. 2): заготовка прямоугольной формой (неравномерный припуск); равномерный припуск 4 мм; равномерный припуск 8 мм; равномерный припуск 12 мм; неравномерный припуск 8...18 мм.

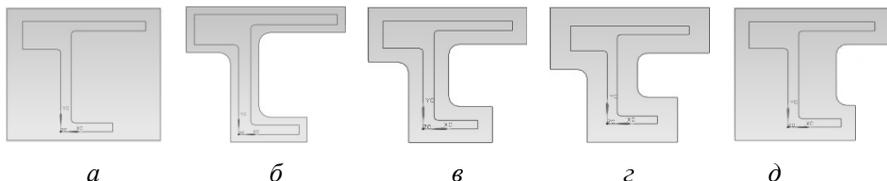


Рис. 2. Сечения заготовок с различными величинами припуска

В результате проведенных расчетов были получены значения внутренних напряжений для всех вариантов припуска. Максимальная величина эквивалентных напряжений различается незначительно (~180 МПа), но распределение напряжений по сечению зависит от наименьшей толщины элемента детали. Наибольшие напряжения находятся на поверхности заготовки, при этом с ростом припуска растет область сечения, в

которой напряжения превышают значения 100 МПа. В случае использования минимальных и умеренных значений припусков (4...8 мм) происходит концентрация максимальных напряжений в поверхностных слоях заготовки, которые будут удалены в процессе чистовой обработки. С ростом величины припуска растет глубина проникновения растягивающих напряжений в материал заготовки и достигает границ детали. Удаление припуска, в котором находятся остаточные растягивающие напряжения, приводит к перераспределению внутренних напряжений и деформации детали. Для минимизации таких деформаций необходимо назначение минимальных (4...8 мм) припусков.

Максимальные величины пластических деформаций примерно одинаковы для всех вариантов (рис. 3), кроме заготовки прямоугольного сечения, однако их распределение также зависит от величины припуска. Наибольшая глубина распространения пластических деформаций вглубь заготовки происходит в наиболее массивных частях сечения и в сопряжениях с закрытыми углами.

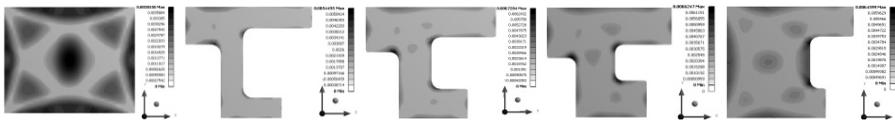


Рис. 3. Распределение пластических деформаций по сечению заготовки

В результате проведенных исследований выявлена зависимость распределения внутренних напряжений от величины припуска. Установлено, что концентрация напряжений происходит в закрытых углах и вокруг открытых углов. Назначение минимально возможных величин припуска (4...8 мм) способствует уменьшению размеров областей, в которых действуют остаточные растягивающие напряжения и возникают пластические деформации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Курлаев Н.В., Бачурин А.С., Слюняев А.Ю. Оценка точности решения нестационарных тепловых задач и расчет процесса закалки с постепенным погружением в закалочную среду методом конечных элементов // Наука. Промышленность. Оборона: труды XIII Всерос. науч.-техн. конф. (Новосибирск, 18–20 апр. 2012 г). – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2012. – С. 64–68.
2. Обработка металлов резанием: справочник технолога / под общ. ред. А.А. Панова. – М.: Машиностроение, 2004. – 784 с.
3. Фиргер И.В. Термическая обработка сплавов. – Л.: Машиностроение, 1982. – 304 с.

4. Харламов Г.А., Тарапанов А.С. Припуски на механическую обработку: справочник. – М.: Машиностроение, 2006. – 256 с.

5. Ящерицын П.И., Рыжов Э.В., Аверченко В.И. Технологическая наследственность в машиностроении. – Минск: Наука и техника, 1977. – 256 с.

## **ЛАБОРАТОРНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ЖАРСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

**Л.В. Радионова, Т.А. Лисовская, Р.А. Лисовский**

*Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск,  
RadionovaLV@rambler.ru*

Описан весовой метод оценки жаростойкости металлов и сплавов, основанный на приросте массы оксидной пленки при высоких температурах. Приведена схема лабораторной установки, описан принцип ее работы.

This paper describes method for evaluation of heat resistance of metals and alloys, which based on the weight gain of oxide film at high temperature. Moreover this paper shows a layout of laboratory setup and describes its operating principle.

Коррозией называют процесс самопроизвольного разрушения металлов под воздействием окружающей среды. Газовая коррозия – это процесс разрушения металлов и сплавов в результате химического взаимодействия с газами при высоких температурах.

Поведение металлов при высоких температурах имеет большое практическое значение и может быть описано с помощью важной характеристики – жаростойкости. Жаростойкость – это способность металла сопротивляться коррозионному воздействию газов при высоких температурах.

В процессе газовой коррозии сначала образуется мономолекулярный, а затем и полимолекулярный слой оксидов на металле. Атомы кислорода диффундируют через образовавшийся слой оксида, одновременно с этим в противоположном направлении диффундируют ионы металла. Реагируя с кислородом, ионы металла образуют оксид, что приводит к появлению новых слоев пленки, т. е. к ее утолщению. По мере утолщения пленки процесс диффузии затрудняется. Для того чтобы возникающая оксидная пленка тормозила дальнейшее развитие

коррозионного процесса, т. е. обладала защитными свойствами, она должна быть сплошной, беспористой, иметь хорошее сцепление с металлом, быть химически инертной по отношению к окружающей среде, а также обладать высокой твердостью и износостойкостью.

При образовании незащищенной (пористой) пленки наиболее медленной стадией процесса является химическое взаимодействие, т. е. скорость роста постоянная и контролируется реакцией образования пленки из металла и кислорода. Наблюдается линейная зависимость удельного увеличения массы образца  $\Delta m$  от времени окисления металла  $\tau$ :

$$\Delta m = k\tau,$$

где  $k$  – коэффициент.

Целью настоящей работы является разработка лабораторной установки, в основе которой лежит весовой метод оценки жаростойкости, позволяющей осуществлять исследование различных сталей и сплавов с высокой точностью за счет использования современных технических средств.

В работе [1] была предложена лабораторная установка, в основе которой шахтная печь и аналитические чашечные весы, нашедшая достаточно широкое распространение в научно-образовательных учреждениях при исследовании кинетики газовой коррозии металлов. Слабым местом данной установки является необходимость периодического измерения массы образца с помощью гирь.

Наличие современных аналитических весов, имеющих в своей конструкции крюк для взвешивания под весами, автоноль, а также возможность работы с компьютером позволяют существенно совершенствовать и автоматизировать процесс проведения исследований. Схема разработанной установки приведена на рис. 1 [2].

Установка включает в себя образец металла или сплава 1, который закреплен на крючке из жаростойкого сплава 2. Крючок, в свою очередь, подвешивается на нижний крюк аналитических весов DX-200 A&D4. Образец помещается в шахтную печь с терморегулятором типа СШОЛ 3. Данные с весов передаются на персональный компьютер 5.

Суть весового метода заключается в отслеживании изменения массы образца при нагревании его в печи. Оценить жаростойкость металла или сплава можно по скорости газовой коррозии, которая выражается через скорость увеличения массы оксидной пленки по формуле

$$V_r = \frac{dm}{d\tau}$$

Данные об изменении массы во времени автоматически, используя программное обеспечение, которым комплектуются весы, поступают в компьютер в виде файла в формате «.csv».

Известно несколько законов роста оксидной пленки во времени (линейный, параболический, квадратичный и логарифмический), зависящих от ее защитных свойств.

Нами разработано программное обеспечение, которое позволяет наглядно увидеть изменение массы образца с течением времени. При проведении эксперимента с весов 4 на компьютер 5 (рис. 1) передается файл данных, в котором фиксируются изменения массы образца и время, за которое эти изменения произошли. Далее пользователю достаточно задать в программу площадь поверхности исследуемого образца, указать путь к файлу с данными, полученными с аналитических весов, а также ввести дополнительную информацию для формирования отчета о лабораторной работе (номер проводимого эксперимента и имя человека, проводящего эксперимент). В результате пользователь получает

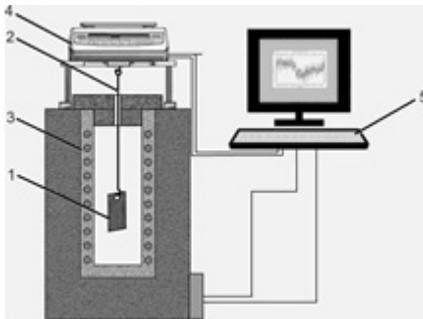


Рис. 1. Схема лабораторной установки

#### Результаты эксперимента №1

Выполнил: Иванюк И.И.  
Площадь образца (см²): 0,307

Дата: 03-28-2013

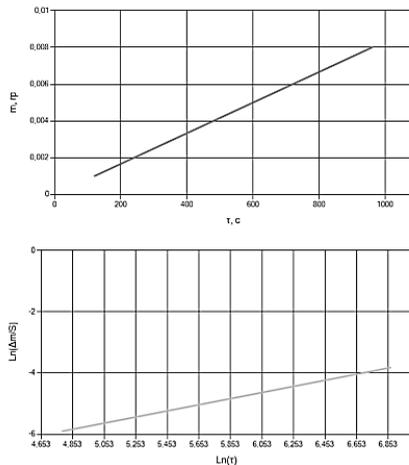


Рис. 2. Результаты эксперимента

отчет о проведенном исследовании, в котором будут содержаться графики для оценки жаростойкости образца. Пример отчета показан на рис. 2.

Разработанная установка позволяет легко, точно и достаточно быстро оценить жаростойкость исследуемого металла или сплава. Благодаря современным аналитическим весам не требуется вмешательство человека в ход эксперимента, все замеры и последующая передача данных в компьютер осуществляются автоматически, что значительно уменьшает вероятность ошибок при проведении эксперимента, а также делает работу с установкой более безопасной для человека. Программное обеспечение исследований позволяет получить наглядные результаты, с которыми при необходимости легко продолжить дальнейшую работу.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 473 с.

2. Кинетика окисления сплавов в атмосфере воздуха при высокой температуре: метод. указания к выполнению лаб. работы / [сост.:] Л.В. Радионова, Т.А. Лисовская. – Челябинск: ООО НПП «Учтех-Профи», 2014. – 10 с.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОГРЕШНОСТИ ФОРМЫ ПРИ ПОЛИГОНАЛЬНОМ ТОЧЕНИИ МНОГОГРАННИКОВ С НЕЧЕТНЫМ КОЛИЧЕСТВОМ ГРАНЕЙ

**М.С. Разумов, А.Н. Гречухин, А.И. Пыхтин**

*Юго-Западный государственный университет,  
г. Курск, Mika\_1984\_@mail.ru*

В статье рассмотрены вопросы формообразования многогранных наружных поверхностей посредством полигонального точения. Выявлено, что в процессе обработки многогранников с нечетным количеством граней расчетный и фактический профили получаемых многогранников имеют отличия вследствие возникновения погрешности обработки. На основании проведенных исследований предложена математическая зависимость для определения погрешности формы при полигональном точении многогранников с нечетным числом сторон.

In this article there were reviewed the questions of formation of polyhedral outer surfaces by polygonal turning. It was revealed that in the man-

ufacturing process of polyhedrons with the odd number of faces, the calculated and the actual profile of the received polyhedrons have difference as a result of processing error. On the basis of conducted researches it was proposed the mathematical relation to determine the form error by polygonal turning of polyhedrons with the odd number of faces.

В настоящее время цилиндрические детали с многогранными поверхностями нашли свое применение в различных сферах хозяйства [1]. Традиционно для формообразования гранных поверхностей используются фрезерные станки с универсальной делительной головкой. В последнее время широкое применение получили станки с ЧПУ, позволяющие осуществлять обработку большой номенклатуры деталей на одном станочном оборудовании посредством полигонального точения. Принцип полигонального точения заключается в том, что вращение придается заготовке и инструменту, оси вращения которых параллельны между собой. Таким образом, траектория перемещения инструмента относительно системы координат заготовки будет описываться удлиненной гипотрохой [2].

Целью работы является разработка математической модели определения значения погрешности формы детали при обработке полигональным точением.

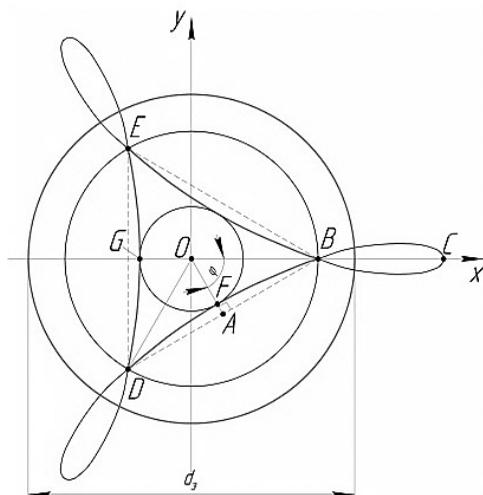


Схема движения резца относительно системы координат заготовки

На рисунке представлена схема формообразования многогранной детали, сечение которой должно являться треугольником  $BDE$ , обозначенным штриховой линией. При полигональном точении сторонами многогранника будут являться образующие линии участка гипоциклоиды ( $BE$ ,  $ED$ ,  $DB$ ), координаты каждой точки описываются уравнениями

$$\begin{aligned} x(t) &= A \cos(t) + (A - r) \cos\left(\left(\frac{\omega_2 - \omega_1}{\omega_1}\right)t\right), \\ y(t) &= A \sin(t) - (A - r) \sin\left(\left(\frac{\omega_1 - \omega_2}{\omega}\right)t\right), \end{aligned} \quad (1)$$

где  $\omega_1$  – угловая скорость резцового блока;  $\omega_2$  – угловая скорость заготовки;  $A$  – расстояние между осью вращения резцового блока и осью вращения заготовки;  $r$  – радиус вписанной окружности в получаемый многоугольник;  $t$  – параметр, изменяющийся от 0 до  $2\pi$ .

Абсолютная погрешность формы детали  $\Delta$  на рисунке равна длине отрезка  $AF$

$$\Delta = AF = |OA - OF|. \quad (2)$$

Сторону прямоугольного треугольника  $AO$  можно найти по формуле

$$OA = OB \cos \varphi. \quad (3)$$

Угол  $\varphi$  определяется как  $\varphi = \frac{\pi}{N}$ , где  $N = \frac{\omega_1}{\omega_2}$  – количество граней многогранника

Таким образом, формула (2) для вычисления абсолютной погрешности формы детали примет вид

$$\Delta = \left| OB \cos \frac{\pi \omega_2}{\omega_1} - OF \right|. \quad (4)$$

Длину отрезка  $OB$  можно рассчитать по координатам точки  $B(x_B, y_B)$ . Так как точка  $B(x_B, y_B)$  лежит на оси  $Ox$ , то  $y_B = 0$ ,  $OB = |x_B|$ .

Для случая гипоциклоиды, приведенной на рисунке, координата  $x_B = x(t_B)$  может быть найдена путем решения уравнения  $y_B = y(t_B) = 0$  относительно переменной ( $t_B$ ):

$$A \sin t_B - (A - r) \sin \left( \frac{\omega_1 - \omega_2}{\omega} t_B \right). \quad (5)$$

Данное уравнение может быть решено аналитически только для конкретного значения  $N$  (значение параметра точки  $B$  на рисунке).

Несмотря на невозможность получения универсальной аналитической формулы, для решения уравнения (5) при произвольном соотношении

$N = \frac{\omega_1}{\omega_2}$  можно использовать один из численных методов решения уравнений и найти численное значение корня уравнения (5) с высокой точностью для конкретных параметров  $A$ ,  $\omega_1$ ,  $\omega_2$ ,  $r$ .

Длина отрезка  $OB$ :

$$OB = |x_B| = |x(t_B)| = \left| A \cos t_B + (A - r) \cos \left( \frac{\omega_1 - \omega_2}{\omega_2} t_B \right) \right|. \quad (6)$$

Все необходимые для расчета данные абсолютной погрешности формы детали получены, подставим их в формулу (4):

$$\Delta = \left\| \left( A \right) \cos t_B + (A - r) \cos \left( \frac{\omega_2 - \omega_1}{\omega_1} t_B \right) \right\| \cos \left( \frac{\pi \omega_1}{\omega_2} \right) - r.$$

Таким образом, получена математическая модель для определения значения погрешности формы детали, которая позволяет технологу на стадии разработки технологического процесса принять решение о целесообразности применения полигонального точения.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Разумов М.С.* Повышение производительности формообразования многогранных наружных поверхностей посредством планетарного механизма: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Курск, 2011. – 18 с.

2. *Бекасов Д.Л., Воронов В. Н.* Экспериментальные исследования процесса фрезоточения некруглых профилей // *Технология машиностроения.* – 2008. – № 5. – С. 15–17.

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ТОНКОСТРУЙНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ В ОБРАБОТКЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ

**Х.М. Рахимьянов, А.Х. Рахимьянов, А.И. Журавлев**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, kharis51@mail.ru*

Представлены результаты использования тонкоструйной плазменной резки для раскроя листовых материалов, представляющих биметаллические композиции «сталь Ст3 + медь М1», полученные сваркой взрывом. Определены технологические схемы и режимные параметры обработки. Выявлены особенности формирования канала реза при раскрое биметаллического пакета как со стороны стали, так и со стороны меди.

The results of high-precision plasma processing of thin sheets of bimetallic compositions «steel St3–copper M1» obtained by explosion welding are reported. The optimal technological and experimental parameters were determined and reported herein. The specific features of the cut edge formation on the each side of the bimetallic interface are considered in details.

На стадии заготовительного производства широкое применение нашли технологии лазерной, гидроабразивной, тонкоструйной плазменной резки [1–3], которые обеспечивают высокую точность и качество реза, что позволяет исключить ряд операций механической обработки в последующем технологическом процессе изготовления деталей.

Различия в физике воздействия на обрабатываемый материал в данных технологиях накладывают определенные ограничения в обработке того или иного класса материалов. Так, лазерная обработка материалов с высокой отражательной способностью требует введения дополнительных операций по нанесению на обрабатываемые поверхности светопоглощающих покрытий. Подобное решение оказывается неприемлемым при обработке слоистых материалов, в частности биметаллов, когда материал с высокоотражающей поверхностью находится внутри композиции. Так, на рис. 1

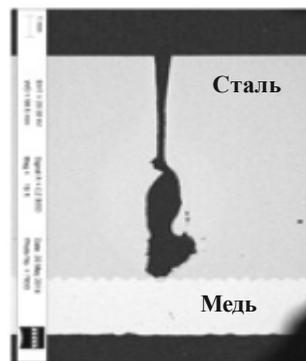


Рис. 1. Лазерная резка биметалла «сталь + медь»

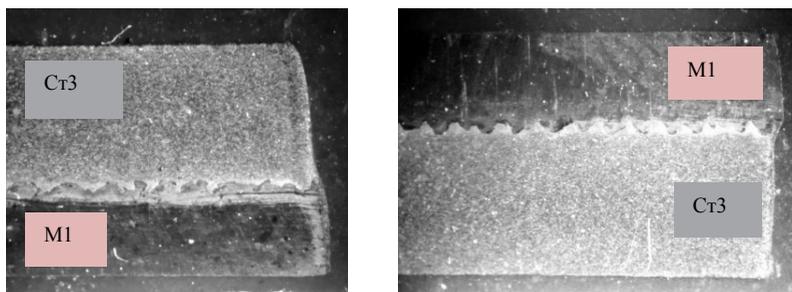
представлен результат лазерной резки биметаллического соединения «сталь + медь», полученного сваркой взрывом, подтверждающий факт полного отражения лазерного излучения на границе металлов и невозможность разделительной резки данной композиции.

Альтернативой лазерной резке может служить тонкоструйная плазменная резка, которая обеспечивает достижение высокой точности и качества реза [3–5].

В работах [6, 7] представлены результаты экспериментальных исследований плазменного раскроя модельных материалов – стали Ст3 и меди М1 как составляющих биметаллической композиции, полученной сваркой взрывом.

Анализ возможных технологических схем плазменной резки металлических материалов показал на перспективность использования схемы Ni-Focus<sup>plus</sup> [6] для раскроя биметаллического пакета в представленной композиции. На рис. 2 представлены геометрии поперечных сечений реза композиции при раскрое пакета как со стороны стали Ст3 (рис. 2, а), так и со стороны меди М1 (рис. 2, б).

Анализ геометрии реза при обработке со стороны стали Ст3 свидетельствует об образовании наплыва размером 0,15...0,17 мм на медном участке биметаллической композиции (рис. 2, а). Причина появления подобного дефекта на поверхности реза объясняется тем, что часть расплава с верхнего участка композиции, попадая на поверхность реза меди, вследствие ее высокой теплопроводности резко охлаждается, осажаясь на ее поверхности в виде наплыва.



*а*

*б*

Рис. 2. Геометрия реза биметалла «сталь Ст3+медь М1» при раскрое по технологической схеме Ni-Focus<sup>plus</sup> на режимах –  $I = 50$  А,  $V = 1,75$  м/мин:

*а* – рез со стороны стали Ст3; *б* – рез со стороны меди М1

Анализ микрогеометрии поверхности реза на участках биметалла показал, что шероховатость на участке стали составляет  $Ra = 1,5 \dots 2,5$  мкм, а меди –  $Ra = 3,0 \dots 6,0$  мкм, что является характерным для тонкоструйной плазменной резки данных материалов.

Изменение лобовой поверхности реза биметаллического пакета со стальной на медную привело к существенному изменению как геометрии реза, так и морфологического состояния его поверхности (рис. 2, б).

Изучение геометрии реза (рис. 2, б) показало, что на верхнем участке наблюдается формирование канала реза со значительным отклонением от перпендикулярности. Это полностью соответствует характеру плазменного раскроя меди как модельного материала [7]. На нижнем (стальном) участке реза биметалла наблюдается расширение канала реза на  $0,25 \dots 0,30$  мм на сторону, при этом отклонение реза от перпендикулярности практически отсутствует.

Таким образом, использование высокопроизводительной схемы  $Hi - Focus^{plus}$  на режимах раскроя углеродистых сталей ( $I = 50$  А,  $V = 1,75$  м/мин) обеспечивает хорошее качество реза композиции «сталь Ст3 + медь М1». Экспериментально установлено отсутствие грата на нижних кромках реза в исследованном диапазоне скоростей обработки.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. – 2-е изд., стер. – М.: Изд-во МГТУ, 2008. – 664 с.
2. Шманев В.А., Шулепов А.П., Мецзяков А.В. Струйная гидроабразивная обработка деталей ГТД. – М.: Машиностроение, 1995. – 144 с.
3. Kirkpatrick I. High definition plasma-an alternative to laser technology // Aircraft Engineering and Aerospace Technology. – 1998. – Vol. 70, iss. 3. – P. 215–217.
4. Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А. Влияние технологий тонкоструйной плазменной резки на формирование шероховатости поверхности реза // Современные проблемы машиностроения: сб. науч. тр. 7 междунар. науч.-техн. конф., Томск, 11–13 нояб. 2013 г. – Томск: Изд-во ТПУ, 2013. – С. 349–353.
5. Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А. Анализ погрешностей формообразования при тонкоструйной плазменной резке металлических материалов // Современные проблемы в технологии машиностроения: Всерос. науч.-практ. конф., посвящ. 100-летию со дня рождения профессора И.И. Муханова: сб. тр. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2009. – С. 151–153.

6. Рахимьянов А.Х. Выбор технологических схем и оптимизация режимов тонкоструйной плазменной резки конструкционных сталей // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 2 (63). – С. 46–55.

7. Рахимьянов А.Х. Тонкоструйная плазменная резка медных сплавов // Инновации в машиностроении – основа технологического развития России (ТМ–2014): материалы VI междунар. науч.-техн. конф., Алтай, 23–25 сент. 2014 г. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2014. – Ч. 2. – С. 66–70.

## **ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ**

**Х.М. Рахимьянов, Ю.С. Семенова, А.С. Еремина**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, kharis51@mail.ru*

В работе описаны технологические ограничения, возникающие при назначении режимов обработки в связи с необходимостью обеспечения требуемых параметров качества обрабатываемой поверхности. Рассмотрены особенности поведения материала поверхностного слоя при обработке ультразвуковым пластическим деформированием, выявлены причины появления дефектов, возникающих при обработке и способы устранения этих причин.

This paper presents technological limitations which arise at setting the processing modes and are caused by the need to provide the required quality parameters of machine partssurfaces. We consider the peculiarities of surface material behavior when processed by ultrasonic surface hardening, and show the causes of defects appearing at plastic deformation and the ways of their eliminating.

К возможности использования ультразвукового пластического деформирования как инструмента для модификации материала поверхностного слоя деталей машин с каждым годом проявляется все больший интерес. В работах современных авторов рассматриваются вопросы повышения эксплуатационных свойств деталей ультразвуковым пластическим деформированием (УЗПД), обсуждаются различные схемы взаимодействия ультразвукового инструмента с обрабатываемой поверхно-

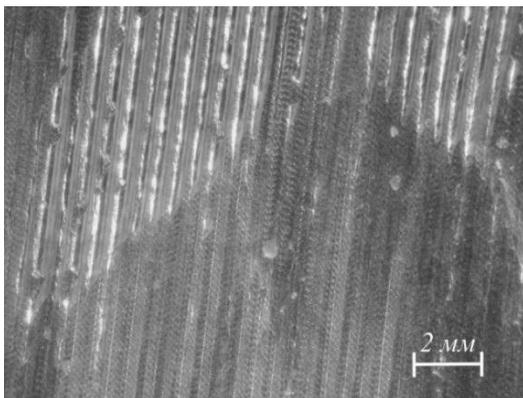
стью, показаны преимущества ультразвуковой обработки перед другими методами окончательной обработки [1–3]. Однако остается открытым вопрос о технологических ограничениях, связанных с обеспечением необходимых условий обработки, которые, в свою очередь, определяют характеристики качества обрабатываемых поверхностей. К последним относятся микрогеометрия поверхности, глубина и степень упрочнения поверхностного слоя, глубина и характер распределения остаточных напряжений. Кроме того, замечено, что при определенных условиях обработки на поверхности возникают неровности, относящиеся по ISO 4287:1997 к волнистости [4].

В работах [4–7] установлены взаимосвязи режимов обработки с характеристиками качества обработанной поверхности. Изменение каждого из параметров (амплитуда и частота колебаний ультразвукового инструмента, геометрические параметры деформирующего элемента, статическое усилие прижима инструмента к детали, подача и скорость) ведет к изменению характеристик качества поверхности после обработки. Предложенные в работах закономерности позволяют прогнозировать состояние поверхности после обработки и назначать соответствующие режимы на этапе разработки технологии. Однако в данных исследованиях не установлены ограничения по выбору режимных параметров для реальных условий обработки. При работе на реальном оборудовании с деталями, имеющими определенные параметры точности и качества, а также свойства материала поверхностного слоя, необходимо устанавливать область режимных параметров обработки, ограниченную возможностью получения требуемых характеристик обработанной поверхности. Выявлению этих ограничений посвящена данная работа.

Ограничение по амплитуде ультразвуковых колебаний возникло в результате возможности разрушения деформирующего элемента при превышении некоторого критического значения. Величина максимально возможной амплитуды для конкретных условий обработки определяется в зависимости от свойств материала инструмента и обрабатываемого материала, от прилагаемого статического усилия и геометрических параметров деформирующего элемента и обрабатываемой поверхности. Реально используемые амплитуды колебаний ограничиваются диапазоном 5...30 мкм.

Ограничение величины статического усилия обусловлено возможностями технологической системы обеспечивать постоянство контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью при соблюдении усло-

вия дробного деформационного воздействия. Так, при назначении минимального статического усилия необходимо учитывать потери в механизмах, обеспечивающих прижим инструмента к детали. На рисунке показано, что при недостаточном статическом усилии в результате инерционности системы поджатия инструмента к детали на обрабатываемой поверхности возникают участки, не подвергнутые деформационному воздействию.



Граница участка необработанной поверхности после УЗПД в результате недостаточного статического усилия

При назначении максимально возможного статического усилия необходимо обеспечивать выход инструмента из контакта с обрабатываемой поверхностью в ходе колебаний. Наличие дробного (прерывистого) воздействия необходимо для обеспечения разгрузки металла, подвергаемого кратковременной интенсивной деформации. Для реальных условий обработки на современном оборудовании применяются значения статического усилия 50...300 Н.

Необходимо учитывать место ультразвуковой обработки в технологическом процессе изготовления деталей и предъявлять требования по ограничению максимально допустимой исходной шероховатости поверхности перед УЗПД. Превышение допустимой величины приводит к невозможности формирования полностью нового регулярного микрорельефа на обработанной поверхности, что негативно отразится на ее эксплуатационных характеристиках.

При этом следует отметить, что необходимо соблюдать постоянство режимных параметров при ультразвуковой обработке. При прове-

дении экспериментальных исследований влияния режимных параметров обработки на качество поверхности было обнаружено, что даже небольшое (до 5 %) изменение частоты ультразвуковых колебаний, возбуждаемых генератором, приводит к изменениям в формировании волнистости [4]. Выдержка ультразвукового генератора после включения в течение 10 минут позволяет избежать изменений геометрических параметров волн в процессе обработки.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Statnikov E.Sh., Vityazev V.N., Korolkov O.V.* Study of comparative characteristics of ultrasonic impact and optimization of deformation treatment processes // The 4th International Conference on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Materials Technologies, MMT-2006, September, 11–15. – Ariel, Israel, 2006. – P. 110–119.
2. Increasing of life-time for wheels, rails, shafts and axes using ultrasonic processing of surface / V.A. Klimenov, Zh.G. Kovalevskaya, O.N. Nekhoroshkov, P.V. Uvarkin, V.P. Tolstov // Proceedings of the 14th International Conference on Metallurgy and Materials, METAL 2005, Czech Republic, Hradec nad Moravici, Ostrava, May 24–26. – Ostrava, 2005. – P. 214–221.
3. *Bagrov I.V., Fatjulin D.S., Jurjev J.V.* Ultrasonic superficial plastic deformation // XXII Session of the Russian Acoustical Society Session of the Scientific Council of Russian Academy of Science on Acoustics, Moscow, June 15–17. – Moscow, 2010. – P. 295–297.
4. *Рахмянов Х.М., Семенова Ю.С., Третьяков М.А.* Установка для ультразвукового пластического деформирования по токарной схеме // Наука. Технологии. Инновации: материалы Всерос. науч. конф. молодых ученых: в 7 ч. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2009. – Ч. 3. – С. 44–46.
5. Технологические процессы поверхностного пластического деформирования. – монография / Х.М. Рахмянов, Ю.В. Никитин, С.А. Зайдес, В.Ю. Блюменштейн; под ред. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. – 404 с.
6. *Рахмянов Х.М., Семенова Ю.С.* Прогнозирование геометрического состояния поверхности цилиндрических деталей из стали 45 при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3 (52). – С. 11–17.
7. *Рахмянов Х.М., Семенова Ю.С.* Влияние условий обработки при ультразвуковом деформировании пластичных материалов на стабильность формирования макрогеометрии поверхности // Инновации в машиностроении: тр. 2 междунар. науч.-практ. конф., Кемерово, 6–8 окт. 2011 г. – Кемерово: Изд-во КузГТУ, 2011. – С. 419–424.

# СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДИК РАСЧЕТА МАГНИТНОЙ ПРОВОДИМОСТИ

**О.В. Рогова**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, olgaryul3@rambler.ru*

Приведен анализ методик расчета магнитной проводимости технологических зазоров магнитных систем с двухсторонней зубчатостью якоря. Даны рекомендации по повышению точности расчета.

The article presents an analysis of the methods for calculating the permeance technological gap magnetic systems with double-sided serration of anchor. Recommendations to improve the accuracy of the calculation have been made.

В маломощном технологическом виброимпульсном оборудовании, например в электромагнитных компрессорах [1–2], необходимо обеспечение минимальных значений технологических воздушных зазоров, обеспечивающих надежную, безопасную работу устройств при условии получения максимальных значений тяговых характеристик. При этом точность расчета магнитной цепи во многом будет зависеть от верности расчета магнитной проводимости воздушных зазоров.

В настоящее время существует достаточно много методик расчета магнитной проводимости, базирующихся на методе вероятных путей потока.

1. В [3] предлагается замена фактических боковых стенок зубцов фиктивными, с наклоном к горизонтальной линии под углом  $\beta$ , что позволяет уменьшить погрешность расчетов, возникающую при замене реального магнитного поля набором геометрических фигур.

2. В [4] предлагается расчет магнитной проводимости с учетом поправочного коэффициента  $\alpha$ , получаемого при моделировании, и заданных значениях ширины межзубцового пространства  $c$ , высоты технологического воздушного зазора  $\Delta$ , ширины  $a$  и высоты зубца  $b$ , либо коэффициента  $k$ , учитывающего, помимо  $c$ ,  $\Delta$ ,  $a$  и  $b$ , также координату смещения зубцов относительно друг друга.

Для оценки точности расчета магнитной проводимости по [3, 4] был проведен численный эксперимент в плоскопараллельной задаче для магнитной системы с втяжным якорем и зубчатыми элементами магни-

топровода (рис. 1), удовлетворяющими следующим геометрическим соотношениям:

$$b/a = c/a = 1$$

при  $a = 4 \text{ мм}$ ,  $\Delta/a = 0,075$ ,  $n/a = 11$ ,

где  $n$  – длина зубца.

При этом индукция в воздушных зазорах вблизи зубцов находилась в пределах  $0,15 \text{ Тл}$ , а в стали составила  $0,8 \text{ Тл}$ .

Результаты исследования представлены на рис. 2, где кривой  $G_{\text{экс}}$ , описываются значения магнитной проводимости, полученные в ходе численного эксперимента, а кривыми, обозначенными через  $G_{\text{р1}}$ , полученные расчетным путем по методике, предложенной в [3], а через  $G_{\text{р2}}$  и  $G_{\text{р3}}$  – по методике, представленной в [4] с учетом коэффициентов  $\alpha$  и  $k$  соответственно.

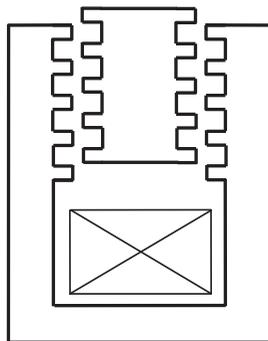


Рис. 1. Эскиз магнитной системы

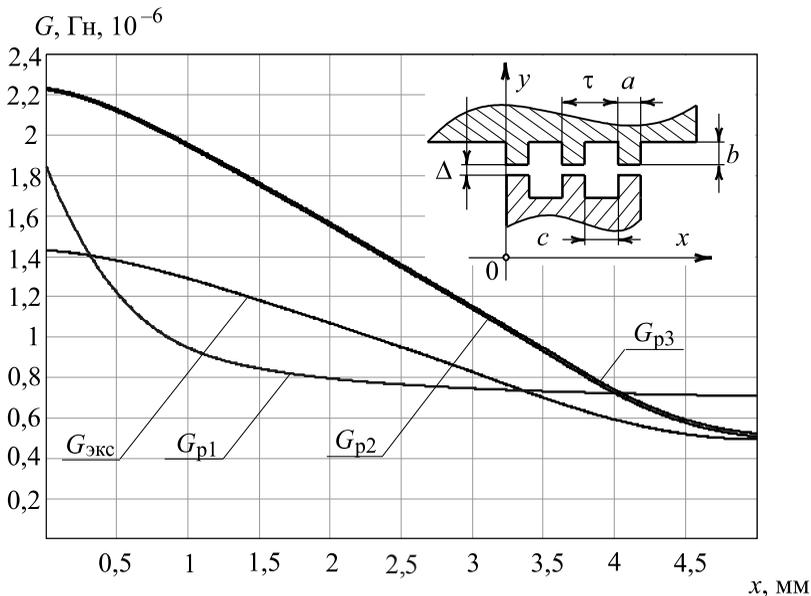


Рис. 2. График магнитных проводимостей

В начальном положении якорь был выдвинут на величину рабочего хода  $x = (a + c)/2$  (рис. 1). Данному положению на рис. 2 соответствует значение смещения  $x = 5$  мм, а конечному –  $x = 0$  мм.

### Выводы

1. Погрешность расчетов магнитной проводимости по методике, предложенной в [3], достигает 37 %.

2. Погрешность расчетов по методике, описанной в [4], составила 55 %. При этом разница в значениях магнитной проводимости, полученных с использованием коэффициентов  $\alpha$  и  $k$ , находилась в пределах 2 %.

В данном случае высокий процент погрешности расчетных значений может быть связан с тем, что при исследовании из-за отсутствия технических возможностей авторами осуществлялось масштабирование геометрических размеров зубцов и технологических зазоров в 40–80 раз.

3. Проанализированные методики показали низкую точность расчета магнитной проводимости технологических зазоров для рассмотренной магнитной системы с зубчатыми элементами магнитопровода. На основании этого для данной конструктивной схемы предлагается методика, базирующаяся на методе вероятных путей потока и учитывающая особенности распределения линий магнитной индукции в области технологических зазоров. Данная методика позволяет сократить набор операций, необходимых для расчета магнитной проводимости, и повысить его точность до уровня инженерной погрешности [5].

4. Для повышения точности расчета магнитной проводимости технологических зазоров (при  $0,75 \leq \Delta/a \leq 0,15$  и  $a = 4$  мм) по методикам, базирующимся на методе вероятных путей потока, предлагается использовать поправочный коэффициент, учитывающий особенности распределения линий магнитной индукции в подзубцовой зоне [6].

### ЛИТЕРАТУРА

1. Нейман В.Ю., Рогова О.В. Бытовое компрессорное оборудование с линейным электромагнитным двигателем // Научные проблемы транспорта Сибири и Дальнего Востока. – 2012. – № 2. – С. 257–261.

2. Пат. 112722, МПК<sup>8</sup> F04B45/00. Электромагнитный компрессор / В.Ю. Нейман, О.В. Рогова. – № 2011133626/06; заявл. 10.08.11; опубл. 20.01.12, Бюл № 2. – 2 с.: ил.

3. Кои Б.Э. Определение проводимости воздушного зазора зубчатых магнитных систем // Электротехника. – 1964. – № 9. – С. 18–19.

4. Емельянов И.Я., Воскобойников В.В. Основы конструирования исполнительных механизмов управления ядерных реакторов. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 232 с.

5. Рогова О.В. Расчет магнитной проводимости воздушных зазоров зубчатых магнитных систем // Современные техника и технологии: сб. докл. XX междунар. науч.-практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых, 14–18 апр. 2014 г.: в 3 т. – Томск: ТПУ, 2014. – Т. 1. – С. 255–256.

6. Рогова О.В. К решению задачи повышения точности расчета магнитной проводимости // Современные техника и технологии: сб. докл. XX междунар. науч.-практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых, Томск, 14–18 апр. 2014 г.: в 3 т. – Томск: ТПУ, 2014. – Т. 1. – С. 257–258.

## **ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИМПЛЕКСНОГО МЕТОДА ПРИ ОПТИМИЗАЦИИ КОНСТРУКЦИИ ГРАННЫХ ПРОТЯЖЕК ПО КРИТЕРИЮ МИНИМАЛЬНОЙ ЭНЕРГОЕМКОСТИ ПРОТЯГИВАНИЯ**

**Ю.Н. Селезнев, И.Н. Родионова, В.С. Губанов**

*Юго-Западный государственный университет,  
г. Курск, mtio@kurskstu.ru*

В статье изложено решение задачи параметрической оптимизации частного случая конструкции гранной протяжки по критерию минимального значения удельной энергоемкости процесса протягивания симплексным методом

The article gives the solution of the problem of parametric optimization of the particular case design hexagon broach the criterion of the minimum values of specific energy consumption of the process extending the simplex method

Инженерная практика авторов данной статьи [1–9] поставила перед ними необходимость разработки конструкции гранной протяжки для следующих условий. Производится обработка гранной втулки ЛБУ18-02, группа качества обработанной поверхности – 2; марка материала заготовки – сталь 40Х ГОСТ 4543-71 НВ 229...286; допускаемое напряжение растяжения 450 МПа; вид стружки – сливная; диаметр отверстия до протягивания  $d_0 = 71\text{H}9$  мм; длина изделия – 300 мм; длина протягивания – 170 мм; состояние заготовки – после отжига и нормализа-

ции; вид СОЖ – масло индустриальное И-12А; тип производства – серийное; скорость протягивания 5 м/мин; модель станка 7545; тип станка – горизонтально-протяжной; состояние станка – новый; рабочий ход станка – 2000 мм; расстояние от торца протяжки до зеркала станка 270 мм; тяговая сила станка 630000 Н; протяжка с комбинированной схемой резания; заготовка – поковка обработанная; материал протяжки – Р6М5; зубья протяжки – доведенные.

В качестве целевой функции принят критерий минимального значения удельной энергоёмкости процесса протягивания. В качестве ограничений принимаем следующие: ограничение по стойкости, ограничение по шагу, ограничение по тяговой силе станка, ограничения по прочности замковой части хвостовика, ограничение по прочности впадины первого зуба протяжки, связь между силой резания и параметрами оптимизации, ограничение на свертываемость стружки в валик, ограничение на подъем на зуб по удельным контактными нагрузкам, связь между мощностью станка и скоростью протягивания, ограничение на величину переднего угла.

Решение задачи будем проводить симплексным методом [10]. Для этого составляется основная таблица указанного метода, выбирается разрешающий столбец и разрешающая строка. Применяя преобразования Жордана–Гаусса для симплексной матрицы для разрешающих строки и столбца, получим матрицу первой итерации. Следующая пара разрешающих столбца и строки определяются аналогично. Индексная строка матрицы не содержит отрицательных чисел, следовательно, получен оптимальный план решения задачи. Однако индексная строка симплексной матрицы содержит одно нулевое значение, соответствующее свободной переменной  $x_2$ . Следовательно, делаем вывод о наличии бесконечного множества оптимальных планов. Данный вывод позволяет нам ввести в базисные переменные переменную  $x_2$ . Вычисляем разрешающую строку по известному нам условию: получаем строку номер 3, соответствующую переменной  $x_6$ , которая выводится из базиса. Полученный план также является оптимальным, но он более устраивает нас, так как содержит все переменные, подлежащие определению.

Решением заданной задачи являются значения  $X_1 = -0,398$ ;  $X_2 = 1,505$ ;  $X_3 = 1,398$ , что соответствует  $Sz = 0,4$  мм;  $t = 32$  мм;  $\gamma = 25^\circ$ .

## ЛИТЕРАТУРА

1. Селезнев Ю.Н., Яцун Е.И., Губанов В.С. Исследование зависимости осевой силы резания при протягивании от величины подъема на зуб и значений переднего угла // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации. – Курск: Изд-во КГТУ, 2008. – С. 46–51.

2. Селезнев Ю.Н., Губанов В.С., Лыманюк А.Ю. Исследование зависимости минимальной величины подъема на зуб при протягивании // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2011. – № 5–1 (38). – С. 151–159.

3. Селезнев Ю.Н., Рухлин А.С., Губанов В.С. Установление зависимости осевой силы резания от подачи на зуб при протягивании отверстий из стали // Материалы и упрочняющие технологии – 2003: сб. материалов X юбилейной Рос. науч.-техн. конф. с междунар. участием, посвящ. 40-летию образования Курского гос. техн. ун-та. – Курск: Изд-во КГТУ, 2003. – С. 218–221.

4. Губанов В.С., Селезнев Ю.Н., Фадеев А.А. Исследование способов расчета сил резания при протягивании шлицевых отверстий с эвольвентным профилем // Современные инструментальные системы. – Курск: Изд-во КГТУ, 2011. – С. 20–29.

5. Селезнев Ю.Н., Губанов В.С., Лыманюк А.Ю. Получение и исследование математических моделей зависимости осевой силы от подъема на зуб и величин передних углов при протягивании // Материалы и уплотняющие технологии – 2010: сб. материалов XVII Рос. науч.-техн. конф. с междунар. участием, 20–22 апр. 2010 г. – Курск: Изд-во КГТУ, 2010. – С. 184–191.

6. Селезнев Ю.Н., Рухлин А.С., Губанов В.С. Система автоматизированного выбора протяжки для обработки шлицевых отверстий с прямобочным профилем с центрированием по внутреннему диаметру // Физические и компьютерные технологии в народном хозяйстве – 2003: сб. материалов 7 междунар. конф. – Харьков, 2003. – С. 218–221.

7. Селезнев Ю.Н., Губанов В.С. Система автоматизированного выбора типа-размера протяжки для обработки шлицевых отверстий с эвольвентным профилем с центрированием по наружному диаметру // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации: материалы 2 междунар. науч.-техн. конф. – Курск: Изд-во КГТУ, 2004. – С. 108–112.

8. Селезнев Ю.Н., Сергеев С.А., Губанов В.С. Автоматизированный расчет минимального подъема на зуб при протягивании // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации: материалы 3 междунар. науч.-техн. конф. – Курск: Изд-во КГТУ, 2005. – С. 118–123.

9. Селезнев Ю.Н., Яцун Е.И., Губанов В.С. Исследование зависимости осевой силы резания от различных факторов // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации: материалы 6 междунар. науч.-техн. конф. – Курск: Изд-во КГТУ, 2008. – С. 41–45.

10. Математическое программирование: учеб. пособие для вузов / Ю.Н. Кузнецов, В.И. Кузубов, А.Б. Волощенко. – М.: Высшая школа, 1976. – 352 с.

## АВТОМАТИЗИРОВАННОЕ СРЕДСТВО УПРАВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ ПРИ СВЕРЛЕНИИ С НАЛОЖЕНИЕМ ВИБРАЦИЙ

**В.В. Сидорова, М.С. Разумов, А.Н. Гречухин**

*Юго-Западный государственный университет,  
г. Курск, VictoriaMoiaPobeda@yandex.ru*

В статье рассмотрена новая конструкция вибросверлильного привода. Получена формула для определения расстояния между магнитами в зависимости от усилия вибрации, позволяющая автоматизировать расчет настройки предложенного устройства.

The article describes a new design of vibration drill drive. The formula for determining the distance between the magnets depending on the vibration forces to automate the calculation of the proposed configuration of the device.

Отверстия цилиндрической формы являются конструктивным элементом многих типов деталей, таких как окрасочные пистолеты, распылители, форсунки ДВС, различные виды инструментальной техники, в элементах штампов и пресс-форм.

С другой стороны, циклическое нагружение инструмента при увеличении интенсивности вынужденных колебаний и автоколебаний, начиная с определенного предела, вызывает усталостное разрушение участков материала инструмента, находящегося в контакте с изделием и сходящей стружкой [1].

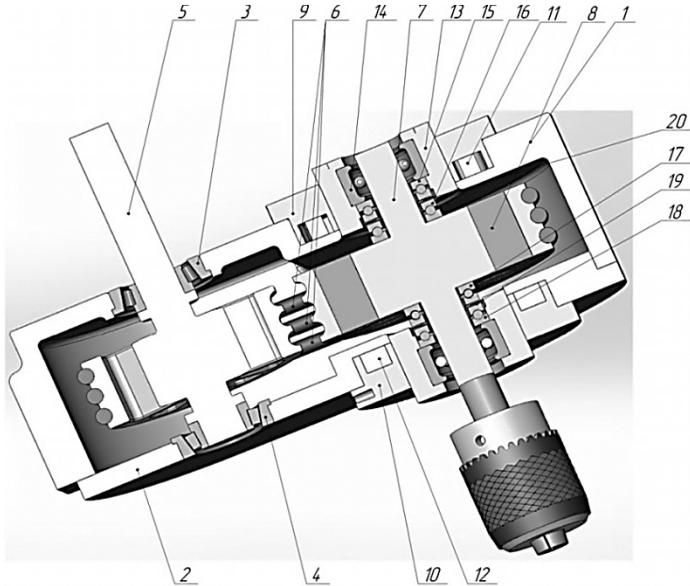
На кафедре машиностроительных технологий и оборудования Юго-Западного государственного университета разработано устройство для вибрационного сверления.

Сущность работы спроектированного устройства поясняется на рисунке и заключается в том, что усилия вибрации создаются постоянными магнитами.

Знание формы и намагниченности постоянного магнита позволяет для расчетов заменить его эквивалентной системой электрических токов намагничивания.

Проведем расчет силы взаимодействия двух постоянных магнитов. Пусть магниты имеют форму цилиндра, их радиусы обозначим  $r_1$  и  $r_2$ , толщины  $h_1$  и  $h_2$ , оси магнитов совпадают, расстояние между магнитами обозначим  $z$ , считаем, что оно значительно больше размеров магнитов.

Для расчета силы взаимодействия мысленно заменим магниты с однородной намагниченностью  $J_1$  и  $J_2$  круговыми токами, текущими по боковой поверхности цилиндров.



Устройство для вибрационного сверления:

1 – корпус; 2 – крышка корпуса; 3, 4, 14 – подшипники; 5 – входной вал; 6 – гибкая связь; 7 – выходной вал; 8, 11, 12 – магниты; 9, 10 – магнитные корпуса; 13 – гайка; 15, 16, 17, 18 – упорные подшипники; 19, 20 – пружины

Силы этих токов выразим через намагниченности магнитов, а их радиусы будем считать равными радиусам магнитов:

$$I_{1,2} = J_{1,2} h_{1,2}. \quad (1)$$

Для вычисления суммарной силы, действующей на кольцо, необходимо разбить его на малые элементы  $\Delta l$  и просуммировать силы Ампера, действующие на каждый такой элемент. Так как рассматриваемая система обладает осевой симметрией, то модуль радиальной составляющей постояен во всех точках кольцевого тока второго магнита. Следовательно, проекция силы, действующей на второй магнит, с учетом правила левой руки определяется формулой

$$F = -I_2 B_r l = -I_2 B_r 2\pi r_2. \quad (2)$$

Магнитное поле, создаваемое первым магнитом, эквивалентно полю кругового тока. Закон Био–Савара–Лапласа и принцип суперпози-

ции позволяют рассчитать индукцию магнитного поля  $\vec{B}$ , создаваемого произвольной системой электрических токов, в произвольной точке пространства. В рамках сделанных приближений ( $z \ll r, h$ ) осевая составляющая поля определяется формулой

$$B_z = \frac{\mu_0 p_{m1}}{2\pi(r^2 + z^2)^{\frac{3}{2}}}, \quad (3)$$

где  $p_{m1} = I_1 S_1 = J_1 h_1 \pi r_1^2 = J_1 V_1$  – магнитный момент первого магнита;  $V$  – объем магнита,  $m^3$ ;  $\mu_0$  – магнитная постоянная.

Радиальную составляющую поля находим с помощью закона о магнитном потоке, в месте расположения второго кругового контура по формуле

$$B_r = -\frac{r_2}{2} \frac{\Delta B_z}{\Delta z} = \frac{\mu_0 p_{m1}}{4\pi z (r^2 + z^2)^{\frac{3}{2}}} r_2. \quad (4)$$

Подставляя выражение для радиальной составляющей поля, получим формулу для вычисления силы взаимодействия двух магнитов в рассматриваемом случае:

$$B_r = -\frac{r_2}{2} \frac{\Delta B_z}{\Delta z} = \frac{\mu_0 p_{m1}}{4\pi z (r^2 + z^2)^{\frac{3}{2}}} r_2, \quad (5)$$

где  $p_{m2} = I_2 S_2 = J_2 h_2 \pi r_2^2 = J_2 V_2$  – магнитный момент второго магнита.

Математические выкладки, приведенные в данной статье, позволили автоматизировать расчет параметров настройки устройства с целью обеспечения условий формообразования отверстий с наложением вибраций. Получена формула для определения расстояния между магнитами в зависимости от усилия вибрации, позволяющая автоматизировать расчет настройки предложенного устройства.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Анализ эффективности процесса вибрационного формообразования отверстий / А.В. Масленников, С.А. Чевычелов, Д.И. Гвоздев, М.С. Мержоева, М.Ш. Гатиев // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. – 2012. – № 2–3. – С. 47–52.

# ЧИСЛОВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ НАГРЕВЕ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ

**В.Ю. Скиба, В.В. Иванцовский, В.Н. Пушкин**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, skeeba\_vadim@mail.ru*

В работе решается задача численного моделирования напряженно-деформированного состояния материала при высокоэнергетическом нагреве токами высокой частоты. Теоретически доказано и экспериментально подтверждено, что величина переходного слоя должна составлять 25...33 % от глубины упрочненного слоя, что обеспечивает смещение пика растягивающих напряжений в более глубокие слои материала при уменьшении величины сжимающих напряжений на поверхности в пределах 6...10 % и снижении при этом вероятности появления закалочных трещин.

The paper deals with the task of numerical simulation of material stress-strain behavior under high-energy heating by high frequency currents (HEH HFC). It was substantiated in theory and confirmed experimentally that the depth of the transition layer is 25...33 % of that of the hardened layer, which makes it possible to shift tension stress peak to deeper layers of material with a reduction of compressive stress at the surface in the range from 6 to 10 %, thereby lowering the probability of the appearance of quenching cracks.

Обеспечение требуемого уровня эксплуатационных свойств деталей машин невозможно без разработки и совершенствования современных технологий поверхностного упрочнения. Поэтому использование концентрированных источников энергии (лазер, плазма, электронный луч, ТВЧ) для данных целей получает все большее распространение. Особый интерес с точки зрения упрочнения конструкционных сталей представляет высокоэнергетический нагрев токами высокой частоты (ВЭН ТВЧ) [1]. Реализуемые при данном методе обработки высокие скорости нагрева/охлаждения (порядка  $10^4...10^5$  °C/с), затрудняют экспериментальное определение значений параметров термических циклов, необходимых для прогнозирования качественных показателей поверхностного слоя изделия. Эффективным решением данной проблемы является математическое моделирование температурных полей, структурно-фазовых превращений и напряженно-деформированного состояния ста-

ли при действии данного объемного источника тепла. Существующие на данный момент результаты в этой области [2–5] не дают однозначного решения данной проблемы, поскольку эти данные носят частный характер и не могут быть обобщены. В данной работе ставится задача теоретического исследования температурных полей, структурно-фазовых превращений и напряженно-деформированного состояния материалов, подвергнутых ВЭН ТВЧ, с целью разработки надежного инструмента назначения рациональных режимов поверхностной закалки.

Построение конечноэлементной модели (рис. 1) происходило в программных комплексах ANSYS и SYSWELD, использующих численные методы решения дифференциальных уравнений нестационарной теплопроводности (уравнение Фурье), диффузии углерода (2-й закон Фика) и упругопластического поведения материала. Моделирование процесса ВЭНТВЧ осуществлялось для сталей 45 и У8 при следующих режимах обработки: удельная мощность источника  $q_{и} = (1,5...4,0) \cdot 10^8 \text{ Вт/м}^2$ , скорость перемещения детали  $V_{д} = (50...100) \text{ мм/с}$ , частота тока  $440 \cdot 10^3 \text{ Гц}$ , коэффициент теплоотдачи  $\alpha = 30 \cdot 10^3 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°C)}$  – использование интенсивного водяного душевого охлаждения поверхности. Геометрические параметры упрочняемых пластин:  $100 \times 10 \times 5 \text{ мм}$ .

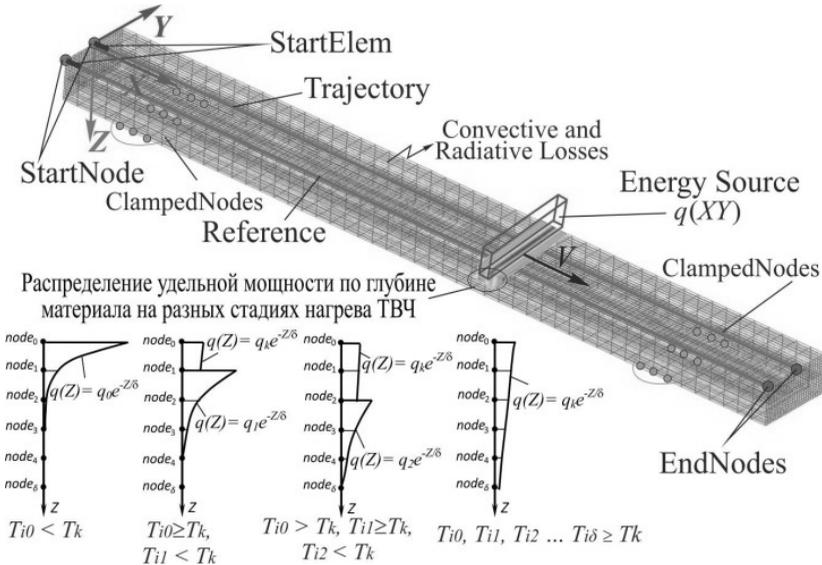


Рис. 1. Конечноэлементная модель процесса ВЭН ТВЧ

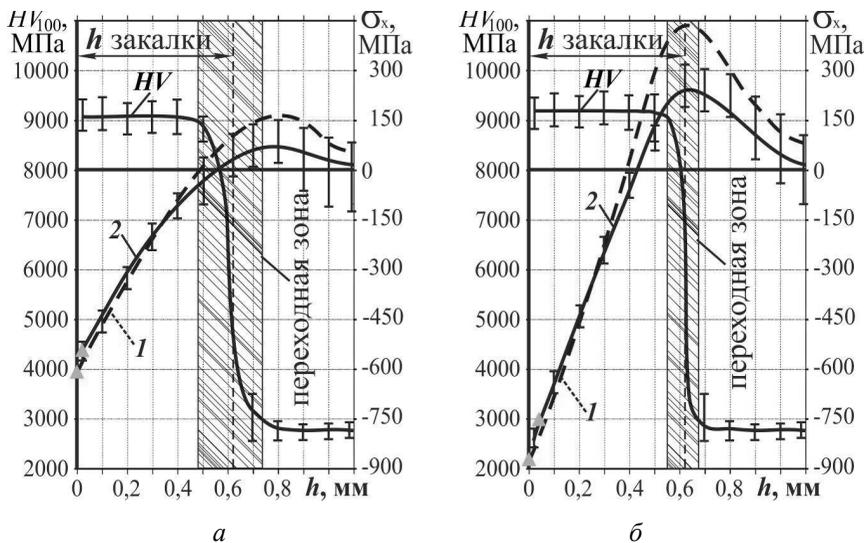


Рис. 2. Распределение микротвердости и остаточных напряжений в поверхностном слое стали У8:

*a* – режим  $q_n = 2,0 \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>,  $V_d = 60$  мм/с; *б* – режим  $q_n = 3,1 \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>,  $V_d = 80$  мм/с; 1 – расчетная эпюра осевых остаточных напряжений; 2 – эпюра остаточных напряжений, полученная экспериментально

В результате проведенных теоретических исследований установлено, что в рассматриваемом диапазоне изменения технологических режимов ВЭН ТВЧ уровень остаточных сжимающих напряжений на поверхности детали может достигать значений  $-500 \dots -1000$  МПа (рис. 2). Теоретически доказано и экспериментально подтверждено, что величина переходного слоя должна составлять 25...33 % от глубины упрочненного слоя, что обеспечивает смещение пика растягивающих напряжений в более глубокие слои материала при уменьшении величины сжимающих напряжений на поверхности в пределах 6...10 % и уменьшении при этом вероятности появления закалочных трещин.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по государственному заданию № 2014/138, проект № 257.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Иванцовский В.В., Батаев В.А.* Упрочнение поверхностных слоев деталей машин с использованием высокоэнергетического нагрева токами высокой частоты // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2–2. – С. 104–112.
2. *Sajner F., Smoljanb B., Landek D.* Computer simulation of induction hardening // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 157–158. – P. 55–60.
3. Residual stresses in surface induction hardening of steels: comparison between experiment and simulation / D. Coupard, T. Palin-Luc, P. Bristiel, V. Ji, C. Dumas // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 487, iss. 1–2. – P. 328–339.
4. *Schwenk M., Hoffmeister J., Schulze V.* Experimental Determination of Process Parameters and Material Data for Numerical Modeling of Induction Hardening // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22, iss. 7. – P. 1861–1870.
5. *Иванцовский В.В., Скиба В.Ю., Степанова Н.П.* Методика назначения рациональных режимов поверхностной закалки сталей с использованием концентрированных источников нагрева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2006. – № 4. – С. 17–19.

## ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ MIG/MAG СВАРКИ НА МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОМ ПРЕДПРИЯТИИ

**Д.В. Слезкин, В.А. Ерофеев, А.В. Масленников**

*Тульский государственный университет, г. Тула, slyozkindv@mail.ru*

Обеспечение качества единичной продукции тяжелого машиностроения требует новых методов технологической подготовки сварочного производства. Предложена процедура разработки технологии MIG/MAG сварки, основанная на компьютерном моделировании сварочных деформаций. Для расчета деформаций применяется модель эквивалентного источника. Описана процедура тестовой аттестации технологии сварки перед ее использованием в производстве.

In the case of unique production in heavy machinery quality assurance requires new methods of welding technology preparation. This paper proposes the method of MIG/MAG welding technology preparation based on computer modeling of multypass welds formation process and computer

welding deformations analysis. It is demonstrated the necessity of equivalent power source model use for welding deformations analysis. Test confirmation process of welding technology before application in manufacturing is described in the article.

Последние десятилетия во многих отраслях промышленности растут требования к качеству выпускаемой продукции, производимой с применением сварочных работ. Особенно остро эта проблема стоит в отраслях, выпускающих единичную продукцию, когда нужно обеспечить качество еще на стадии проектирования технологии (тяжелое машиностроение, транспортное машиностроение, кораблестроение и т. п.).

Решение проблемы повышения качества сварных конструкций может быть основано на применении современных методов компьютерного моделирования в процессе технологической подготовки производства. В частности, предлагается следующий алгоритм организации процесса подготовки технологии сварки и проведения сварочных работ (рисунок).

1. Формирование списка швов в изделии на основе рабочего проекта.
2. Расчет режимов сварки для всех швов; расчет эквивалентного источника теплоты.
3. Проведение расчетов сварочных деформаций конструкции. Выбор последовательности и длительности наложения сварных швов при условии минимальных сварочных деформаций.
4. Аттестация технологии: проведение сварки тестовых образцов для подтверждения рассчитанных режимов для всех швов изделия.
5. Проведение сварочных работ.
6. Контроль качества сварных швов

#### Организация подготовки сварочного производства

**Формирование списка швов** – первый шаг алгоритма. На этапе разработки технологии сварочного производства разрабатывается документация с описанием сварных швов для свариваемых деталей. Кроме вида сварки, формы шва, его размеров и стандарта соответствия, в документации должна содержаться подробная информация для проведения компьютерного анализа свариваемости (идентификация шва в сборке, толщины, марки сталей, зазоры и пр.). Сегодня существуют инструменты PLM-систем, с помощью которых можно автоматизировать процесс формирования списка швов и сохранять его в структуре объектов САПР ТП сварочного производства.

**Расчет режимов сварки.** На этом этапе проводится расчет режимов сварки для всех (или самых сложных) проходов множества швов в изделии, а также определяются параметры эквивалентных источников теплоты для каждого шва. Теоретический расчет энергетических параметров дуги и эквивалентного источника затруднен, поэтому предложен экспериментальный метод, позволяющий решить эту задачу для сварки плавящимся электродом в смеси защитных газов [1, 2]. На основе предложенного метода авторами разработано программное обеспечение для расчета энергетических характеристик и режимов сварки. Рассчитанные параметры применяются для построения модели эквивалентного источника Голдака [2, 3]. Результаты расчетов сохраняются в виде отчетов в среде САПР ТП сварочного производства.

**Проведение расчетов сварочных деформаций.** Расчет последовательности выполнения сварочных швов и расстановки технологических планок и приспособлений. Очень сложная задача – это выбор технологии, позволяющей минимизировать сварочные деформации. Развитие компьютерных технологий позволяет широко использовать расчетные методы и моделирование сварочных процессов. Сегодня на мировом рынке инженерного программного обеспечения представлены коммерческие конечноеlementные программные комплексы для проведения расчетов сварочных деформаций (SYSWELD; ABAQUS; MSC.Marc; ANSYS; SimufactWelding). Авторы в своих расчетах сварочных деформаций применили программный комплекс SimufactWelding, интерфейс которого отличается простотой и удобством пользования для сварщика-технолога.

Результатом данного этапа является технология сварки, обеспечивающая приемлемые сварочные деформации.

**Аттестация технологии.** На этом этапе происходит подтверждение рассчитанных параметров сварки на опытных образцах. Каждый сварщик выполняет сварку тех образцов, швы которых соответствуют швам реального изделия. Данный этап необходим для повышения достоверности проведенных расчетов. Все тестовые образцы после сварки должны получить заключение заводской лаборатории на соответствие стандартам (ГОСТ, DIN и пр.). Все результаты должны документироваться и сохраняться в базах данных САПР ТП сварочного производства.

**Выполнение сварочных работ в цехе и контроль качества сварных швов представителями службы качества.** Очень важно обеспечить тотальный контроль соблюдения технологии. На рынке сварочного оборудования имеются специальные устройства, позволяющие контро-

лизовать и записывать режимы сварки в реальном режиме времени. Анализ сохраненных данных позволит существенно упростить работу специалистам по неразрушающему контролю. Кроме того, накопление полезной информации со временем позволит создать базы знаний, что также существенно ускорит и позволит удешевить процесс подготовки технологий сварочного производства.

Предложенный подход позволяет существенно повысить качество промышленной продукции за счет подробной (и точной) проработки технологии сварки, жесткого контроля и существенного уменьшения влияния человеческого фактора на процесс производства.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Измерение и расчет энергетических характеристик дуги при сварке плавящимся электродом в смеси защитных газов / Д.В. Слезкин, Р.В. Цвелев, В.А. Ерофеев, А.В. Масленников, В.А. Судник // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2012. – Вып. 9. – С. 189–201.

2. Слезкин Д.В. Методика определения характеристик эквивалентного источника теплоты для выполнения расчетов деформаций при сварке // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2013. – Вып. 7–2. – С. 43–53.

3. Goldak J., Akhlaghi M. Computational welding mechanics. – New York: Springer Science+Business Media, 2005. – 325 p.

## ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОФИЛЯ АДАПТИВНОГО КРЫЛА

**В.С. Сусанин, Н.В. Курлаев, Н.А. Андрощук**

*Новосибирский государственный технический  
университет, г. Новосибирск, Svit90@inbox.ru*

Для улучшения аэродинамических и летно-технических характеристик самолета часто рассматривается возможность применения адаптивного крыла, имеющего автоматически отклоняющиеся элементы и в зависимости от числа Маха и угла атаки принимающего форму, близкую к оптимальной на каждом заданном режиме полета при сохранении плавности обводов внешней поверхности [1].

An application of adaptive wing is observed in order to improve aerodynamic and technical characteristics of aircraft. Control surfaces of adaptive wing bend, depending on Mach number and angle of attack, and get shape which is closed to optimal shape for corresponding flight mode. It is necessary to take into account that external surface of adaptive wing should be kept smooth [1].

В работе [2] рассмотрено проектирование кинематических цепей передней и задней кромки профиля адаптивного крыла. Для проектирования конструкции профиля адаптивного крыла используются кинематические цепи в виде восьмизвенных групп Ассура четвертого класса третьего порядка.

При отклонении начальных звеньев данных кинематических цепей изменяется толщина профиля крыла. Механизм изменения толщины верхней части профиля состоит из 25 звеньев и 37 кинематических пар. Проведение упрощения конструкции путем замены восьмизвенных групп Ассура диадами позволяет снизить количество звеньев до 21 и кинематических пар до 31.

Вторым методом уменьшения количества конструктивных элементов является увеличение геометрических размеров каждого отдельного звена.

Одновременное использование двух вышеописанных методов упрощения конструкции адаптивного крыла позволяет снизить количество конструктивных элементов на 50 % от начальной величины.

Предлагаемая конструкция адаптивного крыла обеспечивает одновременное изменение толщины и кривизны профиля и плавность внешнего обвода профиля адаптивного крыла, а следовательно, лучшие аэродинамические характеристики.

Предлагаемая методика упрощения конструкции профиля адаптивного крыла позволяет уменьшить количество звеньев механизма изменения толщины профиля на 50 % без влияния на плавность внешнего обвода. В зависимости от требований к конструкции можно изменять либо геометрические размеры звеньев конструкции, либо заменять группы Ассура на кинематические цепи нулевой подвижности, такими как диады.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Адаптивное крыло: патент на полезную модель 142977: МПК В 64 С 3/48 Российская Федерация / В.С. Сусанин, Н.А. Андрощук, Н.В. Курлаев. – заявл. 30.12.2013; опубл. 10.07.2014.

2. Сусанин В.С. Курлаев Н.В. Проектирование кинематических цепей передней и задней кромки адаптивного крыла методом синтеза механизма Ассура // Авиамашиностроение и транспорт Сибири: сб. ст. IV Всерос. науч.-практ. конф., Иркутск, 10–11 апр. 2014 г. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2014. – С. 21–25.

## СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

**В.Ш. Суфияров, Е.В. Борисов, И.А. Полозов**

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
г. Санкт-Петербург, igor.polozov@gmail.com*

Представлены результаты исследования порошка жаропрочного никелевого сплава Inconel 718. Определены параметры процесса, с использованием которых возможно изготовление изделий с плотностью, близкой к 100 %. Представлены результаты механических испытаний изготовленных образцов.

The results of the research on Inconel 718 super alloy powder properties are presented. Process parameters, which allow manufacturing parts with density near 100 %, were determined. Also the result of mechanical tests is represented.

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) широко используются для изготовления деталей горячей части газовых турбин различного назначения [1]. Получение изделий из никелевых суперсплавов является трудоемкой задачей: механическая обработка затруднена ввиду высокого сопротивления резанию, малой пластичности и большого расхода инструмента. Для уменьшения затрат на последующую обработку целесообразным является получение заготовок с геометрией, наиболее близкой по форме к геометрии конечной детали. В этой связи перспективным является применение аддитивных технологий, позволяющих изготавливать детали сложной конфигурации в короткие сроки. Общий принцип всех аддитивных технологий заключается в изготовлении заготовок изделий по данным цифровой модели методом послойного добавления материала [2]. На данный момент одним из активно развивающихся направлений является селективное лазерное плавление (СЛП) металлических порошков различных материалов.

Суть технологии селективного лазерного плавления заключается в послойном изготовлении изделий. В начале изготовления на основную плиту наносится слой порошка. Далее этот слой выборочно обрабатывается лазерным излучением. Траектория движения лазера определяется в соответствии со специально подготовленными данными, содержащими набор поперечных сечений компьютерной модели изделия. За счет лазерного воздействия происходит расплавление порошкового материала и его последующая кристаллизация. Далее плита опускается

на высоту, равную толщине одного слоя, наносится новый слой порошка, и процесс повторяется до тех пор, пока не будут обработаны все слои и не будет изготовлено полноразмерное изделие.

Высоким комплексом свойств обладает зарубежный ЖНС марки Inconel 718. Исследования [3, 4] посвящены процессу СЛП сплава Inconel 718, однако в этих работах не приведены результаты механических испытаний образцов, а также не приводится описание свойств исходного порошкового материала.

Цель данной работы – исследование исходного материала для технологии СЛП (порошок сплава Inconel 718), процесса СЛП и свойств образцов, полученных с помощью данной технологии. Исследование процесса СЛП проводилось с использованием установки SLM 280HL.

В результате данной работы было проведено исследование морфологии частиц исходного порошка, его фазового состава, также была определена текучесть порошкового материала. Сферическая форма частиц в совокупности с гранулометрическим составом 5...65 мкм обеспечивает удовлетворительную текучесть порошка сплава Inconel 718 для его использования в процессе СЛП.

Исследование фазового состава исходного порошка показало, что порошки более чем на 90 % состоят из  $\gamma$ -Ni с размером зерен 5...7 мкм. Присутствуют фазы  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al,  $\gamma''$ -Ni<sub>3</sub>Nb и  $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nb нанометрических размеров ( $\approx$  20 нм).

Селективное лазерное плавление является многофакторной системой. В данной работе для установления режима СЛП в качестве варьируемых параметров использовались мощность лазерного излучения, скорость лазера и расстояние между единичными проходами лазера.

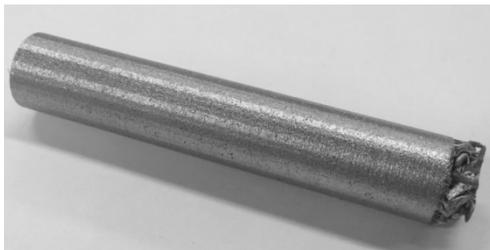
По результатам исследования образцов были определены значения параметров, обеспечивающие наибольшую относительную плотность компактного материала. С использованием данных параметров были изготовлены заготовки под образцы для механических испытаний (см. рисунок), которые подверглись механической обработке для придания требуемой геометрии образцов для испытаний на растяжение.

Предел прочности  $\sigma_{0,2}$  полученных образцов равен 851...1002 МПа, предел текучести  $\sigma_b$  – 569...646 МПа, относительное удлинение  $\delta$  – 9,8...31,7 %.

Механические свойства образцов до термической обработки сопоставимы со свойствами образцов, полученных по технологии литья в работе [5]. Последующая термическая обработка должна изменить



*a*



*б*

Фотографии заготовок под образцы для определения механических свойств фазовый состав и повысить механические свойства. Таким образом, для улучшения качества получаемых изделий необходимо продолжить проведение оптимизации параметров изготовления заготовок и провести исследование влияния термической обработки на фазовый состав и механические характеристики образцов, изготовленных методом СЛП.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Суперсплавы. II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и энергетических установок: кн. 1 / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. Ю.П. Либерова, А.Б. Цепелева; под ред. Р.Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – 385 с.
2. Зленко М., Попович А.А., Мутылина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – 222 с.
3. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 585. – P. 713–721.
4. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufactured Inconel 718 superalloy parts: High-temperature oxidation property and its mechanisms // *Optics & Laser Technology*. – 2014. – Vol. 62. – P. 161–171.
5. Schirra J.J. Development of a Improved Heat Treatment for Investment Cast Incone 1718 (PWA 649) // *Proceedings of Conference «Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives»*. – Warrendale, Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. – P. 439–446.

# ТЕНЗОМЕТРИЧЕСКИЕ ДАТЧИКИ НА ОСНОВЕ СЕТЕЙ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В СИСТЕМАХ СТРУКТУРНОГО МОНИТОРИНГА СОСТОЯНИЯ

**Д.С. Трухманов, А.А. Кречетов**

*Кузбасский государственный технический университет  
им. Т.Ф. Горбачева, г. Кемерово, trizart@mail.ru*

В статье дана оценка перспектив применения УНТ-сетей в качестве тензочувствительных элементов первичных датчиков в SHM-системах. Проанализированы основные способы получения УНТ-сетей, таких как buckypaper, и выявлены основные проблемы в существующих технологиях их производства.

The article assesses the prospects for the application of networks for the application of CNT networks, as strain-sensing elements of the primary sensors in SHM-systems. Analyzed the main methods of CNT networks, such as, buckypaper, and the main problems in the existing technologies of their production.

Для диагностики в режиме реального времени ответственных инфраструктурных сооружений, таких как мосты, здания и трубопроводы для военной и гражданской авиации, а также космической техники, все чаще применяется так называемый структурный мониторинг состояния (Structural Health Monitoring – SHM) [1]. Широкое применение подобных систем обуславливает увеличение потребностей в датчиках, способных выдавать точные результаты в широких диапазонах измерений и работать в различных средах. При этом повышение эксплуатационных требований к SHM-системам приводит и к повышению требований к датчикам.

Большинство традиционных подходов к созданию первичных датчиков SHM-систем имеют те или иные ограничения, такие как необходимость в высоком электрическом напряжении, хрупкость материалов, небольшой динамический диапазон датчика, значительная температурная нестабильность результатов и другие [2]. Перспективным для создания современных SHM-систем является использование в качестве первичных датчиков – углеродных нанотрубок (УНТ), которые имеют высокие механические, электромеханические и пьезорезистивные свойства [3].

Использование отдельных УНТ в качестве чувствительного элемента затруднительно. Это связано с тем, что отдельные УНТ сложно

калибровать и они имеют ограничения по максимальной длине. Кроме того, разрушение УНТ по какой-либо причине приводит к выходу из строя всего устройства. Еще одной сложностью при использовании отдельных нанотрубок является то, что даже незначительное различие формы приводит к существенному отличию характеристик датчика.

В связи с этим для создания первичных датчиков SHM-систем было предложено использовать двумерную сеть из массива нанотрубок, расположенных случайным образом, – сеть из углеродных нанотрубок (УНТ-сеть) [4]. В УНТ-сети выравнивания каждой нанотрубки не требуется, что значительно облегчает процесс изготовления. Кроме того, УНТ-сеть устойчива к механическим повреждениям благодаря возникающему в ней множеству проводящих путей. Устройство остается электропроводящим, даже если один из этих путей поврежден, а любой дефект в одной из трубок может быть компенсирован другой трубкой.

В настоящее время развиваются разные подходы к изготовлению УНТ-сетей. В одном из самых технологичных способов УНТ-сеть обрывается, когда раствор УНТ, например в диметилформамиде, пропускают через бумажный фильтр или тефлон и сушат в вакууме [6]. Такие УНТ-сети в англоязычной литературе получили название *buscupaper* – «углеродная бумага».

Однако использование *buscupaper* в качестве первичного датчика SHM-систем затрудняется возможным снижением их чувствительности, связанным с тем, что отдельные нанотрубки в *buscupaper* в процессе деформации могут проскальзывать друг относительно друга [5, 6]. К тому же одной из частных проблем при изготовлении *buscupaper* является использование нанотрубок для диспергирования в раствор механической ультразвуковой дисперсии или перемешивания. Это может приводить к разрушению отдельных нанотрубок, что нарушает заданную концентрацию раствора и ухудшает электрические свойства полученной *buscupaper* [5, 6, 7].

При разработке конструкции тензодатчика на основе *buscupaper* мы столкнулись с рядом трудностей, в первую очередь связанных с проблемой снятия напряжения с поверхности материала. Это связано с тем, что материалы на основе УНТ не поддаются пайке, а большинство из существующих на сегодняшний день токопроводящих клеев и смесей имеют высокое собственное сопротивление и не обеспечивают требуемой прочности соединения.

В связи с этим нами был разработана клеевая смесь на силикатной основе, в состав которой входили мелкодисперсное серебро и графит, благодаря которым и обеспечивается токопроводность. Однако, в итоге

было обнаружено, что преодолеть собственное сопротивление контакта удалось лишь частично. Кроме того, данный способ повышал стоимость, сложность в время изготовления датчика.

Последняя конструкция разрабатываемого нами тензодатчика представляет собой образец *buckurapreg*, расположенный на изолирующей полиамидной подложке и зафиксированный двумя токопроводящими контактами. Фиксирующие контактные пластины также позволяют беспрепятственно снимать напряжение с *buckurapreg*. Вся конструкция фиксируется с помощью эпоксидной смолы. По нашему предположению, дополнительная «пропитка» *buckurapreg* эпоксидной смолой поможет избежать основного недостатка данного материала, а именно взаимного проскальзывания УНТ относительно друг друга.

В заключение хотелось бы отметить, что повышение эффективности датчиков SHM-систем на основе *buckurapreg* требует исследований стабильности измерений этих датчиков и разработки такого исполнения датчика, которое позволило бы снизить негативное влияние проскальзывания нанотрубок друг относительно друга и максимально реализовать потенциал сетей на основе УНТ.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Dawson B.* Vibration condition monitoring techniques for rotating machinery // *The Shock and Vibration Digest*. – London: SpringerLink, 1976. – Vol. 8, N 12. – P. 3–8.
2. *Huang K., Peumans P.* Stretchable silicon sensor networks for structural health monitoring // *Smart Structures and Materials 2006: Sensors and Smart Structures Technologies for Civil, Mechanical, and Aerospace Systems: Proc. of SPIE – The International Society of Optical Engineering*, April 11, 2006. – San Diego, CA, 2006. – Vol. 6174. – P. 617412–617421. – doi:10.1117/12.660083.
3. *Dresselhaus M.S., Dresselhaus G., Avouris P.* Carbon Nanotubes: synthesis, structure, properties and applications. – New York; Heidelberg: Springer-Verlag, 2001. – 448 p.
4. *Nakayama Y.* Plasticity of carbon nanotubes: Aiming at their use in nanosized devices // *Japanese Journal of Applied Physics*. I. – 2007. – Vol. 46, N 8A. – P. 5005–5014.
5. *Liao K., Li S.* Interfacial characteristics of a carbon nanotube-polystyrene composite system // *Applied Physics Letters*. – 2001. – Vol. 79, iss. 25. – P. 4225–4227.
6. Nanotube film based on single-wall carbon nanotubes for strain sensing / P. Dharap, Zh. Li, S. Nagarajaiah, E.V. Barrera // *Nanotechnology*. – 2004. – Vol. 15, N 3. – P. 379–382.
7. Mechanical damage of carbon nanotubes by ultrasound / K.L. Lu, R.M. Lago, Y.K. Chen, M.L.H. Green, P.J.F. Harris, S.C. Tsang // *Carbon*. – 1996. – Vol. 34, iss. 6. – P. 814–816.

# РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ НОВОГО МЕТОДА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МУЛЬТИ-РКУП-КОНФОРМ

Э.И. Фахретдинова<sup>1</sup>, Г.И. Рааб<sup>1</sup>, М.М. Ганиев<sup>2</sup>

*Уфимский государственный авиационный  
технический университет, г. Уфа*

*<sup>2</sup>Казанский федеральный университет, г. Казань,  
yelka89@mail.ru*

Одним из перспективных методов заметного повышения свойств является интенсивная пластическая деформация. В данной работе исследуется новый метод ИПД – Мульти-РКУП-Конформ, отличающийся тем, что за один цикл обработки обеспечивается накопление уровня истинной деформации до величины  $>2,5$ . Разработаны модели расчета силовых характеристик на базе теоретических методик обработки металлов давлением. Полученные уравнения определяют силовые параметры процесса Мульти-РКУП-Конформ.

Severe plastic deformation is one of promising techniques for enhancement of metal properties. In this work a new SPD technique – Multi-ECAP-Conform – is studied. The technique ensures accumulation of a true strain degree to  $\epsilon >2,5$  per one processing cycle. Models for force characteristics calculation have been developed on the basis of theoretical procedures of metal forming. The derived equations determine force parameters of the Multi-ECAP-Conform process.

## Введение

Для повышения эффективности обработки металлов давлением предложен и исследован развивающийся наиболее перспективный промышленный метод ИПД – Мульти-РКУП-Конформ, позволяющий исключить многооперационность, характерную для традиционных методов ИПД, объединив пластическую структурообразующую обработку в одну операцию [1].

Расчет моделей силовых параметров является одной из главных задач при разработке новых методов обработки давлением. В данной работе произведен расчет течения материала при методе Мульти-РКУП-Конформ в условиях последовательных сдвигов за один цикл прессования и отработана модель расчета силовых параметров от геометрии канала и трибологических условий.

Рассмотрена система сил (рисунок), действующих на заготовку и инструмент в процессе Мульти-РКУП-Конформ согласно методике [2].

Принято, что первый угол пересечения каналов равен  $\alpha$  ( $90^\circ \leq \alpha \leq 120^\circ$ ), второй и третий равны между собой и составляют  $\varphi$  ( $90^\circ \leq \varphi \leq 120^\circ$ );  $P_{01}, P_{02}, P_{03}$  – силы противодействия, необходимые для полного заполнения каналов.

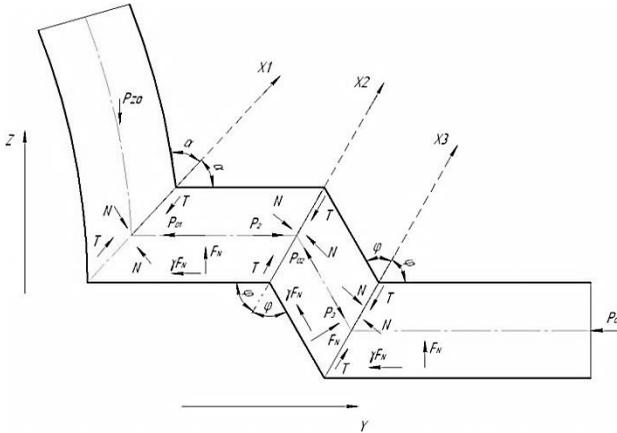


Схема действия сил на заготовку

Выявлены аналитические зависимости осевой силы, необходимой для деформирования заготовки от геометрии канала и трибологических условий (коэффициента трения):

$$P_{z0} = kctg\alpha + \rho = kctg\alpha + \left( kctg\alpha - \frac{2k\gamma(1 + \cos^2 \alpha)}{\sin 2\alpha(1 - 2\gamma)} - P_{01} \right) \frac{1 - 2\gamma}{\gamma - 1 + 2\gamma}, \quad (1)$$

где  $P_{01}$  вычисляется по соотношению

$$P_{01} = P_{02} = \frac{P_{03}}{\cos \varphi} + \frac{k}{\sin \varphi} - \gamma \frac{k}{\sin \varphi} \frac{2 \sin \varphi + \cos \varphi}{\sin^2 \varphi - \cos \varphi} + \frac{P}{\sin^2 \varphi - \cos \varphi}. \quad (2)$$

Зная постоянную пластическую материала, коэффициент трения и угол пересечения каналов, можно рассчитать осевую силу, необходимую для деформации. Данная зависимость может быть использована для всех материалов.

### **Выводы**

1. В данной работе проведены расчеты силовых характеристик с использованием методики, предлагаемой в [2] для нового метода интенсивной пластической деформации Мульти-РКУП-Конформ.

2. Разработана модель расчета силовых параметров с учетом силы противодавления в выходной части канала для условий многоканального прессования (формула (1)) в зависимости от геометрии каналов и трибологических условий.

*Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания № 11.729.2014К, гранта Российского научного фонда № 14-19-01062 и субсидии, выделенной в рамках государственной поддержки Казанского (Приволжского) федерального университета в целях повышения его конкурентоспособности среди ведущих мировых научно-образовательных центров.*

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Заявка на изобретение № 2013156136 от 17.12.2013 «Способ непрерывного равноканального углового прессования металлических заготовок в виде прутка» / Г.И. Рааб, Э.И. Фахретдинова, В.М. Капитонов, Р.З. Валиев.

2. Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов, Д.А. Павлик, В.Ф. Малышев. – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.

# ОПТИМИЗАЦИЯ КОМБИНИРОВАННОГО МНОГОПОЛУВОЛНОВОГО РАБОЧЕГО ИНСТРУМЕНТА УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОЛЕБАТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ

**В.Н. Хмелев, С.Н. Цыганок, М.В. Демьяненко**

*Бийский технологический институт (филиал)  
Алтайского государственного технического университета,  
г. Бийск, mcsidrom@gmail.com*

В статье рассмотрен подход к проектированию многополуволновых рабочих инструментов ультразвуковых колебательных систем на базе компьютерного моделирования методом конечных элементов.

The article is devoted to consideration of the approach designing the ultrasonic oscillatory systems with multihalf-wave tools on the basis of computer modelling by the method of final elements.

Для широкого промышленного внедрения ультразвуковых технологий необходимо увеличивать выходную акустическую мощность, вводимую в технологическую среду. Этого можно добиться, например, за счет увеличения площади излучения рабочего инструмента. Для этого применяется многополуволновой рабочий инструмент, состоящий из последовательно устанавливаемых полуволновых модулей.

Объединение однотипных или разнотипных модулей, разно- или одинаково ориентированных в единую конструкцию, является актуальной задачей, требующей решения.

В качестве инструментария для решения поставленной задачи выбран способ моделирования при помощи системы автоматизированного инженерного расчета (CAE-системы). В частности, использовался пакет ANSYS Workbench, показывающий однозначную адекватность результатов [1].

Сравнение различных конструкций происходило с учетом следующих параметров: резонансная частота, амплитуда колебаний в точке, распределение амплитуды вдоль осевой линии, площадь под кривой распределения амплитуды вдоль осевой линии ( $S_{амп}$ ), площадь излучающей поверхности ( $S_{изл}$ ), коэффициент усиления ( $K_y$ ), процент излучающей поверхности, создающий кавитационное воздействие ( $A_{тр}$ ).

Площадь под кривой распределения амплитуды вдоль осевой линии рабочего инструмента ( $S_{амп}$ ) была рассчитана по методу трапеций. Площадь излучающей поверхности ( $S_{изл}$ ) измерялась средствами

САПР-системы. Коэффициент усиления ( $K_y$ ) рассчитывался на основе результатов моделирования при использовании. Процент излучающей поверхности, создающий кавитационное воздействие, определялся как доля колебаний, которая больше половины среднего значения амплитуды колебаний (в процентном соотношении от общего количества).

Так как результаты моделирования имеют разные размерные единицы, то необходимо использовать их нормированные значения. В качестве критерия оптимальности ( $\Pi$ ) был принят максимум произведения полученных нормированных значений с учетом их весовых коэффициентов (1):

$$\Pi = a_1 K_y + a_2 S_{\text{амп}} + a_3 S_{\text{изл}} + a_4 A_{\text{пр}}, \quad (1)$$

где  $a_1$  – весовой коэффициент  $K_y$ ;  $a_2$  – весовой коэффициент  $S_{\text{амп}}$ ;  $a_3$  – весовой коэффициент  $S_{\text{изл}}$ ;  $a_4$  – весовой коэффициент  $A_{\text{пр}}$ .

В зависимости от важности слагаемого были приняты следующие значения весовых коэффициентов:  $a_1 = a_4 = 1$ ;  $a_2 = 0,5$ ;  $a_3 = 0,5 \dots 1$  (определяется по формуле (2)):

$$a_3 = \sum_{i=1}^n b_i \frac{1}{n}, \quad (2)$$

где  $n$  – количество полуволновых звеньев;  $b_i$  – коэффициенты полуволновых звеньев: для экспоненциального, катеноидального, конического  $b = 0,5$ ; для ампульно-ступенчатого  $b = 0,75$ ; для ступенчатого и галтельного  $b = 1$ .

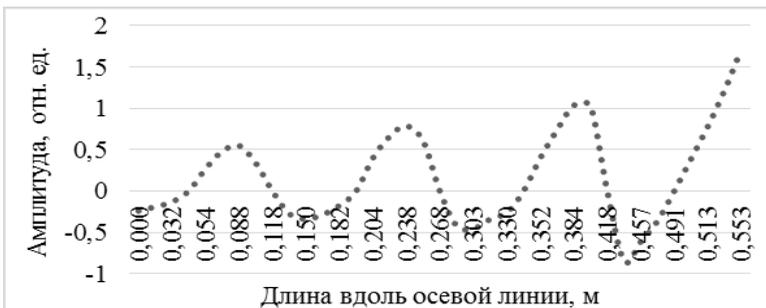
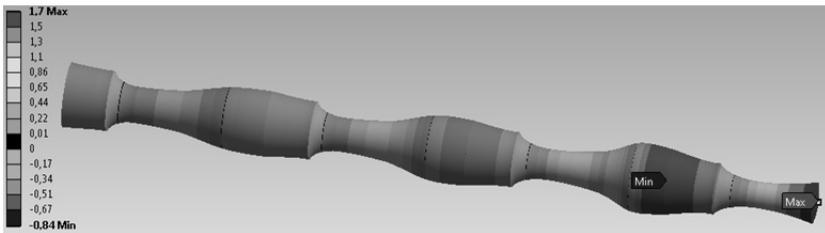
Полученные результаты моделирования приведены в таблице, в ней приняты следующие обозначения: Ст – ступенчато-экспоненциальный модуль, Кт – катеноидальный модуль, Кн – конический модуль, Ам – ампульно-ступенчатый модуль, Эк – экспоненциальный модуль, Г – галтельный модуль.

Анализ полученных результатов моделирования показал, что наилучший критерий оптимальности у многополуволнового рабочего инструмента, составленного из комбинации ступенчато-экспоненциального и конического модулей. В сравнение с многополуволновым рабочим инструментом, который используется в составе существующего ультразвукового технологического оборудования «Булава» [2], произошло увеличение критерия оптимальности в 1,4 раза.

### Результаты моделирования

Комбинация	$K_y$	$S_{амп}$	$S_{изл}$	$A_{пр}$	П
Г-Г-Г-Г-Г-Г-Г	0,18	0,78	0,45	0,99	2,01
Ст-Ам-Ст-Ам-Ст-Ам-Ст	0,71	0,94	0,43	0,78	2,35
Ст-Кн-Ст-Кн-Ст-Кн-Ст	1,00	0,90	0,59	0,90	2,82
Ст-Эк-Ст-Эк-Ст-Эк-Ст	0,89	0,95	0,55	0,90	2,70
Ам-Эк-Ам-Г-Ам-Эк-Ам	0,56	0,86	0,76	0,90	2,44
Ам-Эк-Ам-Эк-Ам-Эк-Ам	0,36	0,97	0,84	0,84	2,23
Эк-Эк-Эк-Эк-Эк-Эк-Эк	0,27	1,00	1,00	1,00	2,27
Эк-Г-Эк-Кт-Эк-Кт-Эк	0,46	0,95	0,80	0,96	2,35
Ам-Кн-Ам-Кн-Ам-Г-Ам	0,61	0,86	0,79	0,93	2,53
Ам-Кн-Ам-Кн-Ам-Кн-Ам	0,41	0,91	0,88	1,00	2,43

Результаты моделирования оптимального комбинированного многополуволнового рабочего инструмента с точки зрения выбранного критерия приведены на рисунке.



Результаты моделирования оптимального семиполуволнового рабочего инструмента

В результате выполнения работы был предложен критерий оптимальности, с помощью которого определена оптимальная конструкция многополуволнового рабочего инструмента ультразвуковой колебательной системы.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Выбор интеллектуальной САЕ-системы конечно-элементного анализа ультразвуковых колебательных систем / В.Н. Хмелев, С.Н. Цыганок, М.В. Демьяненко // Ползуновский альманах. – 2012. – № 2. – С. 62–64.

2. Ультразвуковой технологический аппарат серии «Булава» [Электронный ресурс] // Сайт ООО «Центр ультразвуковых технологий». – 2014. – URL: [http://u-sonic.com/catalog/apparaty\\_dlya\\_uskoreniya\\_protsestov\\_v\\_zhidkikh\\_sredakh/ultrazvukovoy\\_tekhnologicheskij\\_apparat\\_serii\\_bula](http://u-sonic.com/catalog/apparaty_dlya_uskoreniya_protsestov_v_zhidkikh_sredakh/ultrazvukovoy_tekhnologicheskij_apparat_serii_bula) (дата обращения: 10.11.2014).

## РАЗРАБОТКА КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ УДЛИНЕННЫХ КУМУЛЯТИВНЫХ ЗАРЯДОВ ПОВЫШЕННОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ

**И.Э. Широков, А.Т. Нурмухаметов, М.С. Гречухина**

*Самарский государственный технический университет,  
г. Самара, wirokob63@mail.ru*

Предложена технология изготовления удлиненных кумулятивных зарядов (УКЗ), разработанная с целью повышения производительности, а также сокращения производственных затрат за счет снижения стоимости их изготовления.

The technology of production of elongated shaped charges designed to increase productivity, as well as reducing production costs, by reducing the cost of their manufacture.

В СССР первые конструкции удлиненных кумулятивных зарядов (УКЗ), предназначенных для разделения ракетоносителей на элементы, а также технологии их изготовления были созданы сотрудниками Академии им. Ф.Э. Дзержинского в 1960-х годах, ныне это Академия РВСН им. Петра Великого. Данные заряды получили наименование ТСн и изготавливались методом волочения [1].

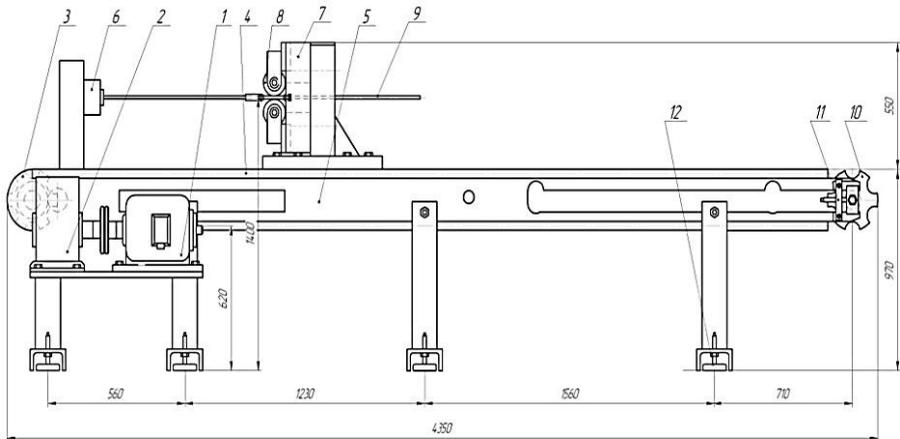
В 1970-х годах сотрудники Института электросварки им. Патона АН Украины, а несколько позднее – Куйбышевского политехническо-

го института, в настоящее время Самарского технического университета, разработали технологию изготовления удлиненных кумулятивных зарядов методом прокатки с получением зарядов клиновидного сечения. УКЗ клиновидного сечения широко используются у нас в стране и за рубежом.

На сегодняшний день в России весь ассортимент ДУЗ для ракетной техники производится методом волочения с использованием классического профиля типа ТСн. В Институте электросварки им. Патона АН Украины были исследованы УКЗ серповидного сечения. Данная конструкция УКЗ давала существенное снижение навески ВВ, но, к сожалению, она изготавливалась методом волочения, что не обеспечивало 100 %-го отсутствия разрывов сплошности заряда [2, 3].

Нами была предложена комбинированная технология изготовления УКЗ, совмещающая процесс прокатки с волочением, с получением зарядов серповидного сечения, обладающих повышенной эффективностью.

Изготовление УКЗ производится на модернизированном прокатно-волочильном стане. Его конструкция представлена на рисунке.



Конструкция модернизированного прокатно-волочильного стана:

1 – электродвигатель; 2 – червячный редуктор; 3 – приводное колесо; 4 – направляющая; 5 – корпус стана; 6 – зажим патронный; 7 – роликовая волока; 8 – формирующие ролики; 9 – труба (изделие); 10 – ведомое колесо; 11 – натяжной механизм; 12 – виброопора

Данная конструкция модернизированного прокатно-волочильного стана позволяет снаряжать удлиненные кумулятивные заряды как методом прокатки, так и методом волочения. Прокатка осуществляется в паре формирующих роликов, а волочение – в формообразующей фильере.

Первым этапом изготовления УКЗ является предварительная прокатка заготовки в паре профилирующих роликов. Данная операция позволяет снизить количество навески ВВ порядка 30 %. После предварительного профилирования осуществляется насыпка ВВ в заготовку. Далее следует формирование заряда, осуществляемое в паре формирующих роликов. Окончательным этапом снаряжения УКЗ является волочение через формообразующую фильеру. Фильера закрепляется в роликовой волоке вместо формирующих роликов. На этом этапе происходит окончательное формирование сечения заряда, выпрямление заряда и окончательное уплотнение заряда.

Данная технология снаряжения позволяет сократить производственные затраты за счет снижения количества технологических операций по сравнению с формированием зарядов методом волочения в два раза. Также данная технология исключает разрывы сплошности заряда, за счет того что формирование заряда осуществляется методом прокатки. Как известно из ранее выполненных исследований, при обеспечении практически 100 %-го отсутствия разрыва сплошности заряда ВВ наиболее производительной технологией является прокатка. Комбинированная технология позволяет уменьшить расход меди не менее чем в два раза за счет использования более тонкостенных заготовок по сравнению с методом волочения.

*Работа проводилась при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках базовой части государственного задания № 2014/199 (код проекта 1286) на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Петушков В.Г. Применение взрыва в сварочной технике. – Киев: Наукова Думка, 2005. – 754 с.
2. Селиванов В.В., Кобылкин И.Ф., Новиков С.А. Взрывные технологии: учебник для вузов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 645 с.
3. Устройства на основе удлиненных кумулятивных зарядов для резки магистральных трубопроводов / В.М. Кудинов, Л.А. Волгин, А.Я. Коротеев, А.Г. Гүмеров и др. // Материалы II Международного совещания по обработке металлов взрывом, Новосибирск, 8–10 сент. 1981 г. – Новосибирск: СО АН СССР, 1982. – С. 239–242.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМА БЕННЕТТА В СИСТЕМЕ SOLIDWORKS

**М.Г. Яруллин, М.Р. Мингазов**

*Казанский национальный исследовательский  
технический университет им. А.Н. Туполева-КАИ (КНИТУ-КАИ),  
г. Казань, MaratMingazovR@gmail.com*

Данная работа посвящена особенностям проектирования звеньев пространственного 4R механизма в системе компьютерного моделирования, описаны основные параметры звеньев и, как учебный пример, показана действующая модель механизма Беннетта, напечатанная на 3D принтере.

This work presents the design features of the spatial 4R linkage in the computer simulations. The main structure parameters of the links are described and, for the practical use, a working model of the Bennett's mechanism printed on a 3D printer is obtained.

Многие исследователи в своих работах отражают принципы получения  $nR$  механизмов на базе механизма Беннетта. Однако, мало работ посвящено проектированию и изготовлению моделей этих механизмов. О полезности применения моделей при изучении механизмов в свое время писал академик Н.Г. Бруевич [1], однако предостерегал, что сам процесс изготовления является сложной и трудоемкой задачей и потому – затруднительной.

П.Г. Мудров в книге [2] описал технологию изготовления, основанную на использовании унифицированных деталей. Технология позволяет получать модели механизмов достаточно прочными и жесткими, с хорошей проворачиваемостью звеньев. Однако сам процесс проектирования и изготовления звеньев в то время занимал длительное время, а для исследований, как правило, требуется большое количество моделей с различными структурными параметрами звеньев. К тому же любые ошибки в расчетах могли привести к тому, что механизм превращался в жесткую конструкцию.

В работе [3] нами уже была показана полезность применения компьютерных технологий в проектировании моделей исследуемых механизмов. Как основная цель, в данной работе будет показан процесс проектирования пространственного 4R механизма в системе моделирования и дальнейшей подготовки для печати на 3D принтере.

Основной особенностью пространственного 4R механизма является то, что оси шарниров механизма скрещиваются в пространстве (рис. 1). В теории, согласно формуле Сомова-Малышева, подвижность механизма получается отрицательной:

$$W = 6(m - 1) - 5p = 6(4 - 1) - 5 \cdot 4 = -2,$$

где  $m$  – количество звеньев в механизме;  $p$  – количество одноподвижных кинематических пар пятого класса.

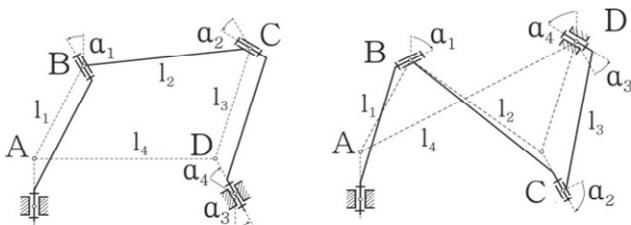


Рис. 1. Структурная схема пространственного 4R механизма:  
а – прямого; б – перекрестного

Однако на практике механизм имеет единичную подвижность, но для достижения мобильности необходимо точно обеспечить ряд согласованных размеров:

- длины кратчайших расстояний противоположащих звеньев равны ( $l_1 = l_3, l_2 = l_4$ );
- углы скрещивания осей шарниров противоположащих звеньев равны ( $\alpha_1 = \alpha_3, \alpha_2 = \alpha_4$ );
- выполняется равенство  $\frac{l_1}{\sin \alpha_1} = \pm \frac{l_2}{\sin \alpha_2}$ .

Процесс проектирования компьютерной модели разделим на два этапа. На первом этапе спроектируем звенья механизма и оси шарниров. Каждое звено состоит из круглого стержня  $l$  и шарнирных головок  $A$  и  $B$  (рис. 2). Длина  $l$  звена  $AB$  определяется как кратчайшее расстояние между осями  $a$  и  $b$ . Оси шарниров  $a$  и  $b$  скрещиваются друг относительно друга под углом  $\alpha$ . При этом от выбора направления угла скрещивания  $\alpha$  будет зависеть тип полученного механизма: прямого либо перекрестного. Также особое внимание необходимо уделить следующим параметрам:  $d$  – толщина стенки шарнира и  $r$  – радиус скруг-

ления соединения головки и круглого стержня. Во время вращения механизма в этих местах возникают негативные силы, способные привести к появлению трещин и поломке звена.

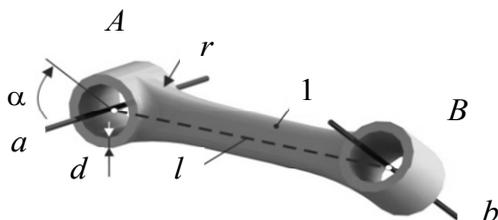


Рис. 2. Компьютерная модель звена механизма

На втором этапе проектирования механизма необходимо соединить звенья в сборку. Для этого последовательно соединяем головки шарниров *A*, *B*, *C* и *D* вращательными парами. При этом звенья необходимо соединить таким образом, чтобы концы кратчайших расстояний совпали. В результате проделанных операций получится пространственный 4R механизм с единичной подвижностью (рис. 3).

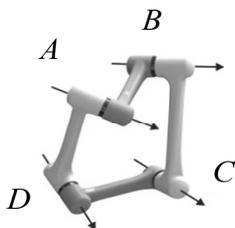


Рис. 3. Компьютерная модель 4R механизма



Рис. 4. Изготовленная модель 4R механизма методом 3D печати

С появлением технологии 3D печати стало возможным напечатать пластиковую деталь из спроектированной компьютерной модели звена. На рис. 4 показана действующая модель механизма Беннетта с единичной подвижностью. Звенья данной модели были спроектированы описанным выше методом в системе 3D моделирования с последующей печатью на 3D принтере.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Бруевич Н.Г.* Кинестатика пространственных механизмов. – М., 1937. – 87 с. – (Труды Военно-воздушной академии РККА им. Жуковского; № 22).
2. *Мудров П.Г.* Пространственные механизмы с вращательными парами. – Казань: Изд-во Казан. ун-та, 1976. – 264 с.
3. *Мингазов М.Р., Яруллин М.Г.* Трехмерное моделирование движения пространственных механизмов [Электронный ресурс] // Труды Международной молодежной научной конференции XX Туполевские чтения, Казань, 22–24 мая 2012 г. – Казань, 2012. – URL: [http://media.wix.com/ugd/a881b1\\_40e47ebc055644f6adda4d641e92910e.pdf](http://media.wix.com/ugd/a881b1_40e47ebc055644f6adda4d641e92910e.pdf) (дата обращения: 10.11.2014).

## СОБИРАЕМОСТЬ И ПОДВИЖНОСТЬ МОДИФИКАЦИЙ МЕХАНИЗМА БРИКАРДА

**М.Г. Яруллин, И.А. Галиуллин**

*Казанский национальный исследовательский  
технологический университет им. А.Н. Туполева,  
г. Казань [tgaliullin@gmail.com](mailto:tgaliullin@gmail.com)*

В работе выявлены особые условия собираемости и подвижности модификаций механизма Брикарда. Установлено, что на подвижность механизмов влияет порядок сборки его звеньев.

6R mechanisms tends to be stationary. However, some of these mechanisms are movable. So, there are some additional conditions that ensure their mobility. The article identifies these special conditions providing assemblability and mobility of Bricard's linkage modifications.

Механизм, состоящий из шести одноподвижных вращательных пар, был предложен Р. Брикардом в 1927 году [1]. Данный механизм (рис. 1) интересен своей парадоксальной единичной подвижностью [2], не совпадающей с теоретической. Это свойство позволило найти применение механизма на практике [3]. Исследование кинематики механизма Брикарда приведено в работе [4].

При размыкании механизма звенья, выстроенные в одну линию, образуют цепь  $AB-BC-CD-DE-ED-FA'$ , показанную на рис. 2. Механизм является собираемым, если его цепь может быть замкнута как минимум для одного значения угла поворота ведущего звена. Механизм является подвижным, если его цепь может быть замкнута для некоторого непрерывного диапазона значений углов поворота ведущего звена. Если цепь механизма может быть замкнута для любого значения угла поворота ведущего звена, механизм имеет кривошип.

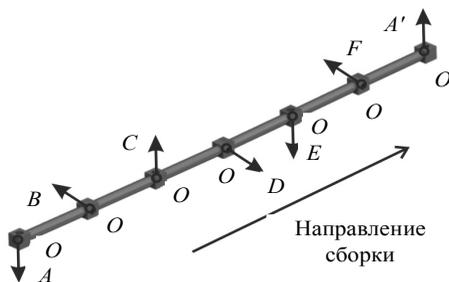
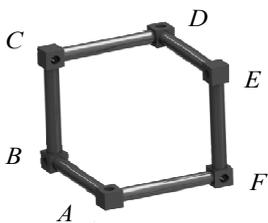


Рис. 1. Механизм Брикарда      Рис. 2. Открытая цепь механизма Брикарда

В рамках данной работы определяется условие собираемости и подвижности модификации механизма Брикарда  $(\alpha_1\alpha_2\alpha_3\alpha_4\alpha_5\alpha_6)$ , где  $\alpha_i$  – угол скрещивания шарнира  $i$ . Механизм Брикарда  $(-90-90-90-90-90-90)$  является замыкаемым и подвижным.

Расположим разомкнутую цепь звеньев механизма Брикарда так, чтобы направление сборки механизма было сонаправлено с вектором взгляда. В результате получим проекцию направляющих векторов шарниров механизма Брикарда, показанную на рис. 3.

По рисунку видно, что в механизме  $(-90-90-90-90-90-90)$  векторы осей шарниров  $A$  и  $A'$  коллинеарны.

Модификация механизма Брикарда вида  $(\alpha_1\alpha_2\alpha_3\alpha_4\alpha_5\alpha_6)$  собираема, если направляющие векторы первого и последнего шарниров в цепи коллинеарны.

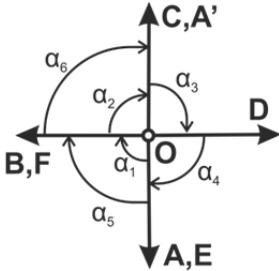
С точки зрения практического применения интересны подвижные собираемые механизмы. Для разъяснения условия подвижности модификации механизма Брикарда обратимся к записи механизма  $(\alpha_1\alpha_2\alpha_3\alpha_4\alpha_5\alpha_6)$ . Механизм состоит из шести звеньев, которые можно условно разбить на три пары звеньев: П1, П2, П3, как показано на рис. 4.

Модификация механизма Брикарда вида  $(\alpha_1\alpha_2\alpha_3\alpha_4\alpha_5\alpha_6)$  подвижна, если все его звенья поворачивают направляющий вектор механизма в одном направлении и каждая из трех пар звеньев поворачивает направляющий вектор на  $180$  градусов.

Таким образом, модификация механизма Брикарда вида  $(\alpha_1\alpha_2\alpha_3\alpha_4\alpha_5\alpha_6)$  собираема, если выполняются условия:

$$\begin{cases} \alpha_1 + \alpha_2 = k \cdot 180 \\ \alpha_3 + \alpha_4 = k \cdot 180, \\ \alpha_5 + \alpha_6 = k \cdot 180 \end{cases}$$

где  $k = \pm 1$



$$\underbrace{-90-90}_{\text{П1}} \quad \underbrace{-90-90}_{\text{П2}} \quad \underbrace{-90-90}_{\text{П3}}$$

Рис. 4. Пары звеньев механизма Брикарда

Рис. 3. Проекция направляющих векторов

На подвижность механизма влияет порядок сборки его звеньев. Так, механизм  $(-90-80-70-100-120-80)$  является собираемым и подвижным. Изменение порядка звеньев механизма на  $(-100-70-60-80-110-120)$  не повлияет на его собираемость, но приведет к потере подвижности, так как нарушится условие поворота направляющего вектора на  $180$  градусов каждой парой звеньев.

Размыкание механизма Брикарда и анализ цепи его звеньев и проекции их направляющих векторов позволили выявить условие собираемости и подвижности модификаций механизма Брикарда.

С помощью описанных выше условий были получены новые подвижные механизмы, что доказывает их применимость для синтеза подвижных модификаций шестизвенника Брикарда.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Bricard R. Lecons de cinematique. Vol. 2. Cinematique appliquee. – Paris: Gauthiers-Pillars, 1927. – 352 p.
2. Яруллин М.Г., Галиуллин И.А. Синтез подвижных шестизвенных механизмов // Проблемы и перспективы развития авиации, наземного транспорта и энергетики «АНТЭ-2013»: междунар. науч.-техн. конф., 19–21 нояб. 2013 г.: сб. докл. – Казань: Изд-во Казан. гос. техн. ун-та, 2013 – С. 23–31.
3. Галиуллин И.А. О применении механизма Брикарда и его модификаций // Проблемы механики современных машин: материалы V междунар. конф. (25–30 июня 2012 г.). – Улан-Удэ: Изд-во ВСГУТУ, 2012. – Т. 1. – С. 13–16.

4. Яруллин М.Г., Галиуллин И.А. Исследование кинематики звеньев модификаций механизма Брикарда // Современное машиностроение. Наука и образование: материалы 4 междунар. науч.-практ. конф. / под ред. М.М. Радкевича и А.Н. Евграфова, 19-20 июня 2014 г. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2014. – С. 260–270.

## **ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ВИБРООПОРМЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ И ОБОРУДОВАНИЯ**

**Е.И. Яцун, В.А. Валеев, Н.И. Калуцких**

*Юго-Западный государственный университет,  
г. Курск, el.yatsun@gmail.com*

Приведены результаты исследования напряженно-деформированного состояния элементов штампа для повышения стойкости инструмента при горячей штамповке концов пружин виброопор. После разработки конструкций матриц были проведены теоретические исследования с помощью программного обеспечения Solid Works Simulation (SWS), основанного на методе конечных элементов (МКЭ), который позволил оценить ситуацию, возникающую в ходе выполнения операции деформирования. В результате исследований и испытаний были сделаны выводы, что формирование концов заготовки методом объемной горячей поверхностной обработки без облоя за один удар невозможно. Инновационная технология состоит из навивки пружин по программе с автоматическим позиционированием вальцованных концов, закалки быстродвижущимся потоком воды с использованием промышленных роботов при объемно-поверхностной закалке прутка.

Results of research of stress-deformed state of elements of the stamp to improve tool life in hot stamping ends of the springs. After the construction of matrices were carried out theoretical study using Solid Works software Simulation (SWS), based on the finite elements method (FEM), which allowed us to estimate situation arising during the operation of deformation. As a result of research and testing, the following conclusions were made that the formation of the ends of billets with the method of volumetric hot surface treatment without redeveloped for a single strike impossible. Innovative technology consists of a spring coiling program with automatic positioning rolled all, hardening flow of water with the use of industrial robots in the space-surface hardening rod.

Виброопоры испытывают огромные нагрузки, поэтому зачастую выходят из строя, не отслужив нормативного срока. Одна из главных

причин изломов пружин – разрушение внутренней структуры металла из-за высокого уровня напряжений в поверхностных слоях деталей.

Ключевой для процесса изготовления пружин является операция формирования конца прутка согласно требованиям конструкторской документации.

При выборе методов упрочнения деталей в современных условиях большое значение приобрели вопросы ресурсосбережения и экологии, что требует применения экономнолегированных сталей и ограничения использования минерального масла в качестве закалочной среды [1, 2].

Для производства пружин применяется способ горячей навивки. Технологический процесс изготовления имеет ряд особенностей. В зависимости от профиля заготовки оттянутые концы имеют различное сечение. Для устранения этого дефекта необходима дополнительная механическая обработка торцов пружины. В мировой практике для обеспечения вышеуказанной операции используются методы горячейковки, вальцовки и роторной прокатки. Прогрессивной является технология горячей объемной штамповки.

Проблема эксплуатации штамповочного инструмента потребовала проведения мероприятий по улучшению технических характеристик элементов штампа, а именно стойкости инструмента. Изучались способы решения данного вопроса: изменение конструкции инструмента, материала штампа.

Были разработаны варианты конструкций матрицы и пуансона, а также исследованы напряженно-деформированные состояния всех вариантов конструкций матриц. Рассмотрена возможность применения различных материалов матриц [4–8].

После разработки конструкций матриц были проведены теоретические исследования с помощью программного обеспечения Solid Works Simulation (SWS), основанного на методе конечных элементов (МКЭ), который позволяет нам оценить ситуацию, возникающую в ходе выполнения операции деформирования.

Для всех вариантов конструкций матриц применялся материал – штамповочная сталь повышенной теплостойкости и вязкости – 3Х3М3Ф. Сила, действующая на рабочую зону элементов штампа, равна 400 МПа. После исследования напряженно-деформированного состояния элементов штампа был произведен анализ опасной кромки матриц. Анализ выявил рациональную конструкцию матрицы с наименее нагруженной кромкой.

В результате исследований и испытаний были сделаны следующие выводы.

- Формирование концов заготовки методом объемной горячей поверхностной обработки нерационально.
- Навивку пружин рекомендуется производить по программе с автоматическим позиционированием вальцованных концов.
- Закалку производить быстродвижущимся потоком воды с использованием промышленных роботов при объемно-поверхностной закалке прутка [3, 4], что обеспечит изготовление сверхпрочных наноструктурированных пружин [3, 6, 7].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Научно-технический отчет по теме «Обоснование выбора новых марок сталей и технологии термической обработки для пружин перспективных тележек грузовых вагонов на основе реализации метода объемно-поверхностной закалки» / исполн.: А.И. Борц, В.М. Федин; ОАО «ВНИИЖТ». – М., 2007. – 286 с.
2. Справочник по конструкционным материалам / Б.Н. Арзамасов, Т.В. Соловьева, С.А. Герасимов и др.; под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 640 с.
3. *Валеев В.А.* Повышение эффективности изготовления деталей подвижного состава отечественного железнодорожного транспорта в условиях ООО ПО «Вагонмаш»: магистер. дис. – Железнодорожск, Курская обл., 2013. – 147 с.
4. Некоторые аспекты технологии изготовления пружин железнодорожных вагонов / С.А. Чевычелов, Е.И. Яцун, А.Н. Гречухин, Д.А. Дюмин; Юго-Зап. гос. ун-т // Инновации, качество и сервис в технике и технологиях: сб. материалов 2 междунар. науч.-практ. конф. – Курск: Изд-во ЮЗГУ, 2011. – С. 427–429.
5. Обеспечение качества и точности изделий с покрытиями / Е.А. Кудряшов, Е.И. Яцун, Е.В. Павлов, А.Ю. Алтухов, Д.Ю. Лунин // Материалы 9 международной научно-практической конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе». – Новосибирск, 2011. – С. 14–16.
6. *Яцун Е.И., Валеев В.А., Лунева Е.В.* Повышение эффективности технологий изготовления деталей подвижного состава отечественного железнодорожного транспорта // Материалы V международной научно-технической конференции «Машиностроение – основа технологического развития России» (ТМ–2013), г. Курск, Юго-Западный государственный университет (ЮЗГУ), 22–24 мая 2013 г. – Курск: Изд-во ЮЗГУ, 2013. – 607 с.
7. *Яцун Е.И., Валеев В.А., Лунева Е.В.* Эффективность технологий изготовления деталей подвижного состава железнодорожного транспорта // Материалы IX международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», 31 мая – 7 июня 2013 г. – Варна, Болгария, 2013. – Т. 3. – С. 602.
8. *Яцун Е.И.* К вопросу развития теории изнашивания режущих инструментов // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. – 2012. – № 2–1. – С. 69–73.

## **Подсекция 2. ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ПОКРЫТИЯ**

### **КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГИДРОЭРОЗИИ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА ЕГО РЕЗУЛЬТАТОВ**

**М.И. Абашин, А.Л. Галиновский, М.В. Хафизов**

*Московский государственный технический университет  
им. Н.Э. Баумана, г. Москва, texhelp@list.ru*

В статье рассмотрена проблема оценки остаточного ресурса тонкопленочных защитных покрытий, используемых в различных изделиях машиностроения. Данная задача является особенно актуальной в случае антифрикционных покрытий. Для оценки остаточного ресурса в статье было предложено использование нового метода – ультраструйной диагностики (УСД). Данный метод позволяет оценить свойства поверхностного слоя исследуемого материала по результатам воздействия на него высокоскоростной струи жидкости. С целью изучения процессов, происходящих при УСД покрытий, было проведено конечно-элементное моделирование взаимодействия высокоскоростной водяной струи с тонкопленочными покрытиями различной степени целостности. Для проверки результатов моделирования были проведены соответствующие эксперименты на гидроустановке. Средствами моделирования теоретически и экспериментально доказано, что УСД диагностика может быть эффективным методом оценки качества данных покрытий. Показано, что по полученным в результате УСД информативным параметрам может быть установлен ресурс изделий, использующих тонкопленочные покрытия и, как следствие, выданы рекомендации по проведению плановых ремонтных работ и др.

This article considers the problem of thin-film coatings residual life estimation. This is important for coatings used in various engineering products and especially for friction parts. High-speed water jet diagnostics

(HWJD) – new method for coatings residual life estimation, proposed in the article. This method allows examining surface material properties by the results of impact on it with high-speed water jet. Finite element simulation of high-speed water jet impact in the target material with thin-film coatings of varying intactness degrees was conducted in order to study the processes, occurring in the surface material and coatings during the HWJD. To verify the simulation results, corresponding experiments have been made. Modeling tools, both theoretically and experimentally proved that HWJD can be used as an effective method for the coatings quality estimation. It is shown, that residual resource of thin-film coatings products can be defined by means of HWJD and, as a result, recommendations for maintenance planning can be issued.

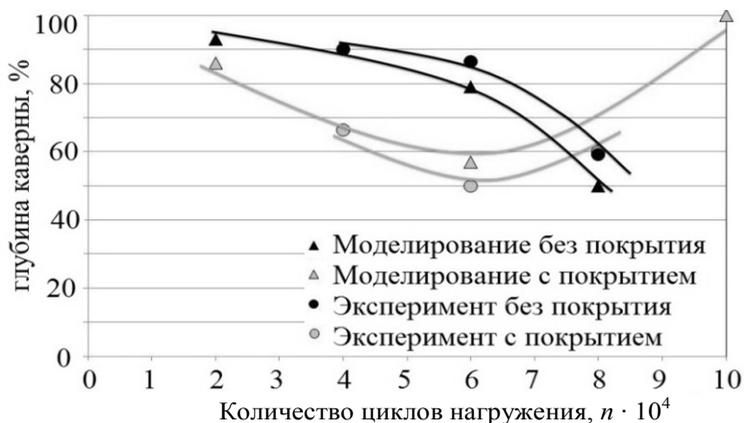
Как показал анализ особенностей эксплуатации изделий, имеющих тонкопленочные покрытия (ТПП), актуальной является задача оценки остаточного ресурса. Данная проблема в некоторых случаях имеет даже большее значение, чем оценка этого параметра для деталей, не имеющих покрытия. В особенности это касается изделий, где используются антифрикционные покрытия, например пары трения. Это связано с тем, что разрушенное высокопрочное керамическое покрытие будет заметно увеличивать износ взаимодействующих между собой элементов конструкции при попадании его частиц между взаимодействующими элементами.

Ультраструйная диагностика (УСД) позволяет оценить свойства поверхностного слоя исследуемого материала по результатам воздействия на него высокоскоростной струи жидкости. Одной из особенностей данной методики является создание диагностического нестационарного воздействия, механизм развития которого близок к механизму усталостного разрушения. Таким образом, имитируется ускоренная эксплуатация, а по информативным признакам гидроэрозионного разрушения можно оценить остаточный ресурс испытываемого изделия.

Самостоятельным разделом исследования стала разработка математических моделей, описывающих взаимодействие высокоскоростной ультраструи жидкости с материалом, имеющим покрытие. Причем состояние покрытия имитировалось таким образом, чтобы было возможным провести корреляционные связи между результатами расчетов и данными усталостных испытаний. Для этого искусственно вводилась различная степень его предразрушения, характерная для различного числа циклов нагружения образцов с ТПП.

В результате проведенных расчетов была получена серия количественных данных о параметрах глубины гидрокаверны, образованной

на поверхности образца (рисунок), и о качественном состоянии самого ТПП. Моделирование показало, что увеличению глубины гидрокаверны на числе циклов более  $6 \cdot 10^4$  способствуют оторвавшиеся от поверхности частицы покрытия, потерявшие адгезию с подложкой и, по сути, представляющие собой высокотвердый абразив, стимулирующий процесс гидроэрозии.



Сопоставление результатов моделирования с данными, полученными в результате эксперимента на гидроустановке

Используя данные экспериментальных исследований по УСД образцов, проводимых параллельно с моделированием, стало возможным построить зависимости относительной глубины гидрокаверн с разным числом циклов усталостного нагружения. Из рисунка видно, что данные моделирования и эксперимента имеют высокую линейную корреляцию  $r = 0,753$ , а разница результатов не превышает в среднем 10...15 %.

Таким образом, в результате сопоставительного анализа данных теоретических и экспериментальных исследований можно сделать ряд научно-методических выводов:

- 1) метод УСД позволяет приближенно оценить остаточный ресурс деталей, имеющих ТПП;
- 2) разработанные конечно-элементные модели могут быть использованы для предварительной оценки эксплуатационных свойств ТПП;
- 3) на основе результатов моделирования и данных экспериментов следует, что значительное влияние на эксплуатационные показатели

ТПП оказывают физико-механические характеристики подложки, прежде всего ее твердость и шероховатость.

*Данное исследование проводилось в рамках гранта РФФИ №12-08-33022 мол\_a\_вед «Разработка теоретических основ гибридной диагностики материалов и технологических покрытий».*

## **ОСОБЕННОСТИ ТЕРМООБРАБОТКИ ШТАМПОВ ИЗ ИЗНОСОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ**

**О.В. Бондарь**

*Кузбасский государственный технический университет имени  
Т.Ф. Горбачева, г. Кемерово, OlgaBondar.GF@yandex.ru*

Большинство из используемых в настоящее время процессов термической обработки были разработаны в прошлом столетии. Современное положение технологии термообработки характеризуется все возрастающими темпами совершенствования существующих и создания новых технологических процессов, так как термическая обработка играет решающую роль в получении качественных стальных инструментов.

The majority of heat treatment processes, which is in use now, were developed last century. The actual practice of heat treatment technology is characterized by escalating rates of improvement existing processes, and by creation of new technological processes, because heat treatment plays a crucial role in high-quality steel tools receiving.

Операции объемной штамповки являются особенно тяжело нагруженными. Вследствие больших ударных давлений, сложнапряженного состояния и высоких температур разогрева рабочих частей инструментов в процессе работы стойкость штампов во многих случаях является неудовлетворительной. В связи с этим существенно видоизменились и расширились технологические требования, предъявляемые к материалам, используемым для изготовления штампов холодного деформирования. Предпочтительными для работ такого характера являются стали повышенной (высокой) износостойкости типа X12, содержащие 1,4...2,5 % углерода и 11,0...13,0 % хрома, легированные в небольших количествах молибденом, ванадием и вольфрамом.

Высокохромистые стали по сравнению с другими марками имеют наибольшее количество карбидов – до 12...24 % по массе, преимуще-

ственно частицы типа  $M_7C_6$  и в небольшом количестве  $M_{23}C_6$ . Эта особенность структуры таких сталей предполагает их основное технологическое преимущество – высокую износостойкость. Вместе с тем большое количество карбидной фазы и неблагоприятный характер ее распределения отрицательно влияют на прочность, ударную вязкость и часто являются одной из основных причин выкрашивания рабочих частей штампов [1]. Легирование вольфрамом, молибденом и ванадием (X12МФ) способствует некоторому улучшению распределения карбидной фазы, расширяет температурные интервалы аустенизации и несколько повышает прочностные свойства. Положительное влияние на основные и технологические характеристики высокохромистых сталей, содержащих вольфрам, молибден и ванадий, оказывает снижение концентрации углерода до 1,2...1,7%. Однако после термообработки на рекомендуемую для инструмента твердость HRC 61–63 повышенная склонность к хрупкому разрушению сохраняется.

При всех режимах упрочняющей термообработки с ростом твердости происходит снижение прочности.

Обычно стали типа X12 подвергают закалке на первичную твердость и низкому отпуску, однако с повышением твердости повышается и хрупкость. Также существует способ закалки с высоких температур на вторичную твердость с последующим отпуском при высоких температурах, обеспечивающих эффект вторичного твердения [2].

Чтобы растворить вторичные карбиды хрома и получить высоколегированный аустенит, требуется высокая температура закалки. Температура нагрева выше  $A_{c1}$  менее чем на 50 °С не обеспечивает растворение карбидной фазы. Нагрев до 1070...1080 °С обеспечивает получение высоколегированного мартенсита, устойчивого от распада; после закалки в масле наряду с мартенситом, карбидами в структуре остается повышенное количество остаточного аустенита (порядка 20%). С другой стороны, интенсивность растворения карбидов при нагреве выше определенных температур вызывает интенсивный рост зерна аустенита, следовательно, снижает прочность и ударную вязкость. Лучший комплекс свойств штамповой стали достигается при величине зерна балла 9–11.

Характер распределения карбидов в стали оказывает большое влияние на рост зерна аустенита. В стали типа X12, имеющей мелкодисперсные карбиды, зерно увеличивается в меньшей степени. Предлагаемая закалка от температуры 1070...1080 °С является оптимальной для растворения карбидов в аустените и усиления дисперсионного тверде-

ния при высоком отпуске при сохранении достаточно мелкого зерна – порядка 9 баллов.

Также известно, что с повышением температуры отпуска предварительно закаленной стали улучшается эффективность снижения остаточных напряжений.

### **Вывод**

Таким образом, обоснованным является промежуточный отпуск при 400...420 °С в течение часа. Последующий многократный (три раза) отпуск при 520...540 °С проводится с целью повышения твердости до 59...60 HRC вследствие распада остаточного аустенита и выделения вторичных карбидов хрома [3]. Достигается технический результат – повышение эксплуатационной стойкости инструмента путем увеличения вторичной твердости и прочности.

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Позняк Л.А., Скрынченко Ю.М., Тишеев С.И. Штамповые стали. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.
2. Околович Г.А. Штамповые стали для холодного деформирования металлов. – 2-е изд, перераб. и доп. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2010. – 202 с.
3. Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки стали: учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.

## **ДИФфуЗИОННОЕ ЗАЩИТНОЕ ПОКРЫТИЕ ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ БОРОМ И ВАНАДИЕМ НА СТАЛЯХ ДЛЯ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА**

**В.А. Бутуханов, Ю.А. Мархасаева, А.В. Мархасаев**

*Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, г. Улан-Удэ, butuhanov\_yuacheslav@mail.ru*

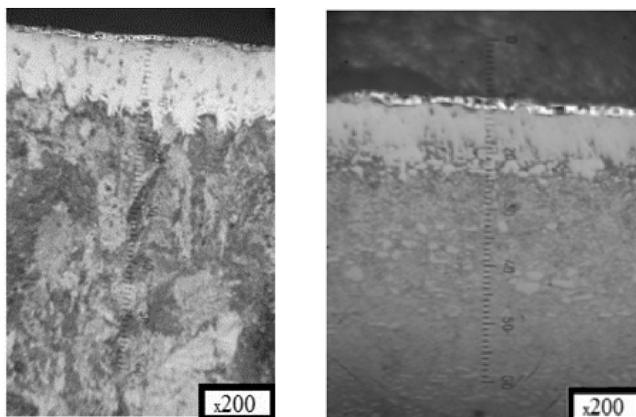
В статье рассмотрены результаты исследования диффузионных боридных покрытий, легированных ванадием, на сталях для штампового инструмента. Диффузионное насыщение образцов осуществляли из обмазок. Проведены рентгенофазовый анализ и рентгеноспектральный анализ покрытий. В диффузионных слоях выявлены карбидная фаза и борид железа. Повышение пластичности связывают с отсутствием высокобористой фазы.

The article describes the results of a study of the diffusion boride coating with vanadium on steels for stamping tools. Diffusion saturation of the sam-

ples was made in pastes. XRD and X-ray spectral analysis were carried out. Carbide phase and iron boride were identified in the diffusion layers. High flexibility of the coating associated with absence of phase with high content of boron.

Выбор составов комплексных покрытий и технологий их получения является сложной и актуальной материаловедческой проблемой. Получение эффективных способов и составов для нанесения на рабочие поверхности инструментов легированных боридных фаз позволит решить ряд практических задач повышения надежности и долговечности их работы. В качестве объектов исследования использовались образцы ( $6 \times 12$  мм) из сталей У8А и Х12Ф1, применяемых для изготовления холодноштамповых инструментов (пуансоны, матрицы). Диффузионное насыщение образцов проводили в обмзках в электропечи сопротивления СНОЛ 12/12-В. Рентгенофазовый анализ проведен на рентгеновском дифрактометре D8 Advance Bruker AXS. Качественный и количественный анализ химических элементов на поверхности образцов проведен на растровом электронном микроскопе JSM-6510LV JEOL с системой микроанализа Oxford Instruments. Тонкие методы исследований были проведены в Центре коллективного пользования Восточно-Сибирского государственного университета технологий и управления (ВСГУТУ). Выбор насыщающих элементов при многокомпонентном насыщении определяется требуемыми свойствами слоя. Повышение пластичности связано с отсутствием высокобористой фазы [1]. Добавление ванадия в борсодержащую смесь позволяет получать однофазные слои [2]. Стойкость многокомпонентных борсодержащих покрытий определяется сочетанием характеристик микротвердости и микрохрупкости [3–5]. На рис. 1 представлены фотографии микроструктур сталей после диффузионного насыщения. Морфология диффузионного слоя разделена на две зоны: тонкий (около  $6 \dots 10$  мкм) сплошной слой, под которым находится второй – с зубчатым строением.

В результате дюрOMETрических исследований установлено, что тонкий слой имеет высокую микротвердость (24 000 МПа). Проведенный далее рентгенофазовый анализ показал, что данный слой состоит из карбида ванадия ( $V_8C_7$ ). Основная часть слоя представляет собой борид железа  $Fe_2B$ , имеющего микротвердость 18 000...20 000 МПа. Повышение твердости боридов  $Fe_2B$  объясняется легированием их ванадием. Микрохрупкость диффузионных слоев оценивали по методике [6], данные представлены в таблице. Тонкое карбидное покрытие не отслаивалось от боридного слоя при проведении измерений. Это связано



*а* *б*  
 Рис. 1. Микроструктуры диффузионных слоев:

*а* – сталь У8А,  $\times 200$ ; *б* – сталь Х12Ф1,  $\times 200$

с отсутствием резкого перепада твердости между этим покрытием и боридным слоем. Повышение пластичности диффузионного слоя по сравнению с двухфазным борированным связано с отсутствием в структуре высокобористой фазы, несмотря на более высокую микротвердость легированной фазы  $Fe_2B$ .

#### Микрохрупкость диффузионных слоев

Режим диффузионного упрочнения стали У8А	Суммарный балл хрупкости $z_p = 100$	Темп изменения нагрузки $\Delta z / \Delta p$	Показатель хрупкости $\gamma_p = 100$
Двухфазное борирование	2,4	0,006	0,0144
Бор + ванадий	1,6	0,004	0,0064

Максимальное содержание ванадия (до 6 вес.% на стали Х12Ф1 и до 5 вес.% на стали У8А) обнаружено в тонком поверхностном слое.

На рис. 2 представлена дифрактограмма покрытия на стали У8А. Рентгенофазовый анализ поверхности выявил следующие фазы:  $Fe_2B$ ,  $V_8C_7$  и цементит железа  $Fe_3C$ . Дифракционные пики боридной фазы несколько смещены, что свидетельствует о том, что борид легирован ванадием.

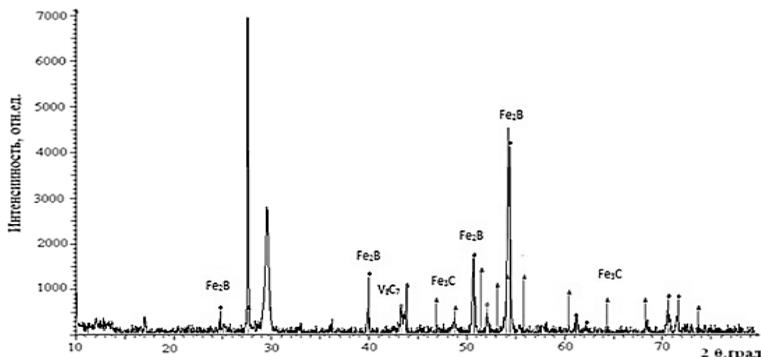


Рис. 2. Диффрактограмма поверхности образца стали У8А

В результате исследований получены диффузионные защитные покрытия на сталях для штампового инструмента. Покрытие состоит из тонкого карбидного слоя  $V_8C_7$  и боридной зоны  $Fe_2B$ . Повышение пластичности связано с отсутствием высокобористой фазы. Об этом свидетельствуют результаты рентгенофазового анализа, косвенно – результаты измерения микротвердости и микрохрупкости диффузионных слоев. Тонкий карбидный слой высокой твердости позволит избежать выкрашиваний на поверхности штампового инструмента, а более вязкий боридный слой обеспечит прочность при динамических нагрузках.

*Работа выполнена под руководством д-ра техн. наук, доцента Б.Д. Лыгденова.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование фазового состава и дефектного состояния градиентных структур борированной стали 45 / Б.Д. Лыгденов, А.Д. Грешилов, Ю.П. Харев, М.А. Гурьев, А.А. Долгоров // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2010. – Т. 7, № 1. – С. 79–83.
2. Диффузионное упрочнение сталей в насыщающей среде  $V+Al+B_4C$  / В.А. Бутуханов, Н.Г. Суханов, Б.Д. Лыгденов, О. Галаа // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2013. – Т. 10, № 1. – С. 146–148.
3. Лыгденов Б.Д., Мосоров В.И., Мижитов А.Ц. Исследование фазового состава и дефектного состояния градиентных структур борированных сталей 45 и 5ХНВ // *Вестник ВСГУТУ*. – 2011. – № 1 (32). – С. 25–31.
4. Упрочнение поверхности штамповой оснастки из доэвтектоидных сталей / Б.Д. Лыгденов, В.А. Бутуханов, Ш. Мэй, Б.Ш. Цыреторов // *Современные наукоемкие технологии*. – 2014. – № 4. – С. 76–79.

5. Исследование процесса диффузионного насыщения в смеси, содержащей оксид ванадия и алюминий / В.А. Бутуханов, А.Д. Грешилов, Б.Д. Лыгденов, Г. Отхонсо // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1–1. – С. 51–55.

6. Глазов В.М., Вигдорович В.Н. Микротвердость металлов и полупроводников. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1969. – 211 с.

## **СТРУКТУРА БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛЯХ РАЗЛИЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

**А.М. Гурьев<sup>1,2</sup>, С.Г. Иванов<sup>2</sup>, Мэй Шунчи<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Уханьский текстильный университет, г. Ухань, КНР*

<sup>2</sup>*Алтайский государственный технический университет  
им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, [gurievat@mail.ru](mailto:gurievat@mail.ru)*

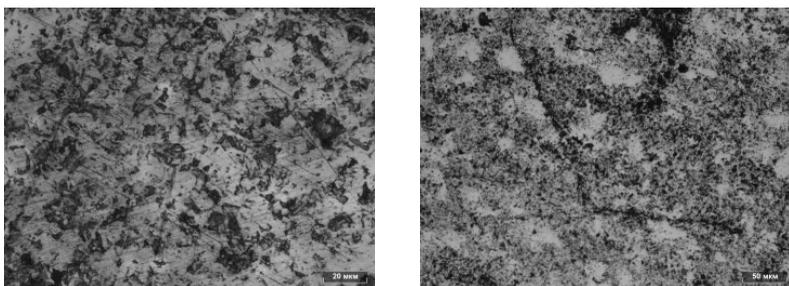
В работе проведены исследования микроструктуры боридных покрытий на углеродистых сталях на примере стали 45 и высоколегированной стали X12M. Объяснены зависимости между микроструктурой покрытия, степенью легирования и химического состава стали и ресурсом работы упрочненных борированием изделий из этих сталей.

In this paper we studied the microstructure of boride coatings on carbon steels for example 45 steel and high-alloy steels for example steel X12M. The relationship between the microstructure of the coating, the degree of alloying and chemical composition of the steel and the working life of reinforced boriding products from these steels was explained.

Химико-термическая обработка является перспективным способом повышения ресурса работы изделий из сталей различного назначения благодаря высокой степени встраиваемости в подавляющее большинство производственных процессов и высокой совместимости с процессами термической обработки. Наиболее перспективными процессами, на наш взгляд, являются процессы борирования, хромирования, титанирования, а также совмещенные процессы: борохромирование, боротитанирование [1–4]. Однако ресурс работы упрочненных борохромированием сталей с различным содержанием легирующих элементов зачастую не оправдывает ожиданий: более высокую стойкость показывают упрочненные углеродистые стали, ресурс работы которых превышает стойкость как термообработанных, так и подвергнутых ХТО легированных сталей [5–7].

Проведены исследования микроструктуры покрытий методами оптической микроскопии, полученных на сталях 45 и X12M. Химико-

термическую обработку проводили путем одновременного насыщения бором и хромом в камерной печи типа СНОЛ, оснащенной ПИД-контроллером ТЕРМОДАТ 16ЕЗ из самозащитной насыщающей обмазки [8]. Резку образцов для приготовления шлифов производили на прецизионном отрезном станке MICRACUT-201, шлифовку и полировку – на автоматическом полировальном станке DIGIPREP. Изучение микроструктуры производили на металлографическом микроскопе AxioObserverZ1m с использованием программного комплекса ThixometPro. Микроструктуры покрытий приведены на рис. 1 и 2.

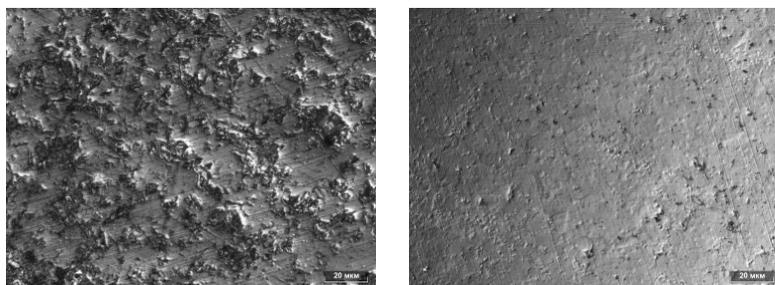


*a*

*б*

*Рис. 1.* Микроструктура борированной поверхности:

*a* – сталь 45; *б* – X12M



*a*

*б*

*Рис. 2.* Микроструктура боридного покрытия, полученная с применением C-DIC:

*a* – сталь 45; *б* – X12M

На представленных рисунках видно, что на стали 45 получаются более плотные покрытия, при этом имеющие более высокий рельеф, в то время как покрытия на стали X12M выглядят более гладкими. Преды-

дущие исследования ресурса работы упрочненных изделий показали, что процесс разрушения боридного покрытия на стали X12M происходит по механизму скалывания уже в самом начале работы упрочненного изделия [9].

На рис. 2 видно, что покрытие на стали 45 более равномерно и с поверхности представлено высокотвердой фазой FeB, имеющей более светлую окраску по сравнению с фазой Fe<sub>2</sub>B. На стали X12M обе фазы имеют примерно одинаковую твердость за счет большей степени легирования боридов железа хромом. При этом легированный хромом гемиборид железа Fe<sub>2</sub>B окрашивается в более темный цвет.

Таким образом, в случае повышения ресурса работы стальных изделий методами борирования необходимо учитывать условия работы упрочняемого изделия и правильно выбирать марку стали, так как не всегда при выборе более высокопрочной исходной стали можно получить кратный прирост ресурса работы в случае ХТО.

*Работа поддержана грантом РФФИ № 13-08-98107, заданием Минобрнауки по приоритетным направлениям развития науки и техники (тема № 885) и грантом Президента РФ (договор 14.Z56.14.656-МК).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гурьев А.М., Хараев Ю.П. Теория и практика получения литого инструмента. – Барнаул, 2005. – 158 с.
2. Технология нанесения многокомпонентных упрочняющих покрытий на стальные детали / М.А. Гурьев, Д.С. Фильчаков, И.А. Гармаева, С.Г. Иванов, А.М. Гурьев, Г.А. Околович // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1–1. – С. 73–78.
3. Лыгденов Б.Д., Гурьев А.М. Влияние состава насыщающей среды на структуру и свойства диффузионного слоя при титанировании сталей // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2000. – Т. 43, № 11. – С. 269–270.
4. Новый способ диффузионного термоциклического упрочнения поверхностей железоуглеродистых сплавов / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, С.Г. Иванов, О.А. Власова, Е.А. Кошелева, М.А. Гурьев, С.А. Земляков // Ползуновский альманах. – 2008. – № 3. – С. 10–16.
5. Анализ влияния природы легирующих элементов в высоколегированных сталях на процессы комплексного многокомпонентного диффузионного борирования / М.А. Гурьев, А.М. Гурьев, А.Г. Иванов, С.Г. Иванов // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2010. – № 5. – С. 155–157.
6. Особенности многокомпонентного насыщения легированных сталей / С.Г. Иванов, И.А. Гармаева, М.А. Гурьев, А.М. Гурьев // Современное машиностроение. Наука и образование. – 2013. – № 3. – С. 1155–1160.

7. Изменение фазового состава и механизм формирования структуры переходной зоны при термоциклическом карбоборировании феррито-перлитной стали / А.М. Гурьев, Э.В. Козлов, А.И. Крымских, Л.Н. Игнатенко, Н.А. Попова // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2000. – Т. 43, № 11. – С. 60.

8. Исследование влияния различных факторов при борировании на механические свойства стали с применением математической модели / И.А. Гармаева, Б.Д. Лыгденов, А.М. Гурьев, О.А. Власова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 10. – С. 30–32.

9. *Гурьев А.М., Иванов С.Г.* Сравнительное исследование ресурса работы диффузионных покрытий на основе бора // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – № 10–2. – С. 295.

## **НЕПРЕРЫВНЫЙ И ИМПУЛЬСНЫЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЛУЧ В КОНСТРУИРОВАНИИ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ CrVFeC**

**А.И. Зиганшин, Б.В. Дампилон**

*Институт физики прочности и материаловедения, г. Томск,  
ZiganshinArtem@gmail.com*

В работе приведены результаты исследования структурообразования покрытия из эвтектического хромованадиевого чугуна после многоточечной импульсной электронно-лучевой обработки и старения. Структура модифицированных зон характеризуется наличием значительного содержания аустенитной матрицы и эвтектических колоний в виде мелких изолированных включений округлой формы. Эвтектические колонии имеют веерообразную форму с ведущей карбидной фазой VC. После старения в диапазоне температур 900...1100 °С в структуре модифицированных зон наблюдается значительное количество выделившихся из матрицы мелкодисперсных карбидов Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Матрица после старения претерпевает  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение и имеет преимущественно мартенситную структуру. Старение приводит к значительному повышению твердости модифицированных зон.

The results of structure formation research of eutectic chrome-vanadium cast iron coating after multipoint pulsed electron-beam processing and aging are presented in the paper. The modified zones structure is characterized by significant content of the austenitic matrix and the eutectic colonies in the form of small isolated rounded inclusions. Eutectic colonies have a shape of a fan with the leading carbide phase VC. Significant

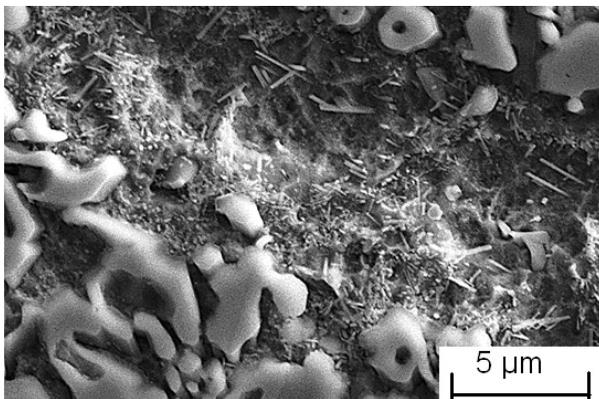
amount of fine-dispersed carbides  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  precipitated from the matrix is observed after aging in the 900–1100 °C temperature range. After aging the matrix is undergoing  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation and has mainly martensite structure. Aging makes the modified zone significantly harder.

При электронно-лучевой наплавке высоколегированных наплавочных материалов, к числу которых относится эвтектический хромованадиевый чугун, формируются покрытия, характеризующиеся неравновесным структурным состоянием. Малое время существования ванны расплава в процессе наплавки, значительный перегрев расплава в зоне воздействия непрерывного электронного луча, значительное количество легирующих элементов в наплавочном материале способствуют формированию пересыщенного метастабильного аустенита в матрице покрытий [1]. Карбидная подсистема в таких покрытиях представлена преимущественно комплексными карбидами хрома  $\text{Cr}_7(\text{V},\text{Fe})\text{C}_3$  и ванадия  $\text{V}_2\text{C}$ . В зависимости от толщины подложки и ее температуры [2] в процессе наплавки хромованадиевых чугунов также возможно образование покрытий как с аустенитной, так и с аустенитно-мартенситной матрицей. Последующая термическая обработка образцов с покрытиями в диапазоне температур 900...1100 °C с выдержкой 30 мин приводит к выделению из пересыщенного аустенита значительного количества мелкодисперсных вторичных карбидов (рис. 1), преимущественно  $\text{Cr}_7(\text{V},\text{Fe})\text{C}_3$ , и аустенитно-мартенситному превращению в матрице покрытий.

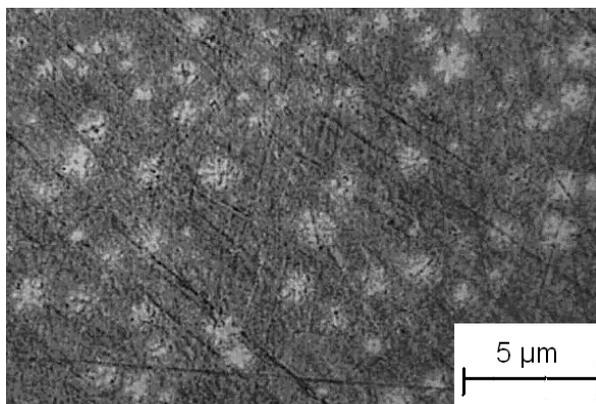
Вторичные карбиды и образование мартенситной матрицы обуславливают повышение абразивной износостойкости покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна.

Многоточечная импульсная электронно-лучевая обработка поверхности покрытия из хромованадиевого чугуна приводит к формированию модифицированных зон, состоящих преимущественно из пересыщенного метастабильного аустенита и мелких изолированных эвтектических колоний округлой формы, веерообразно расходящихся из центров колоний с ведущей фазой VC (рис. 2).

Термическая обработка (старение) в диапазоне температур 900...1100 °C с выдержкой 30 мин приводит к интенсивному выделению из пересыщенного аустенита мелкодисперсных вторичных карбидов  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , равномерно распределенных в объеме модифицированных зон, аустенитно-мартенситному превращению в матрице и значительному повышению твердости зон.



*Рис. 1.* Микроструктура эвтектического хромованадиевого чугуна после старения при 1100 °С в течение 30 мин (РЭМ, травление «царской водкой»)



*Рис. 2.* Микроструктура модифицированной зоны

Использование комплексной технологии, состоящей из электронно-лучевой наплавки, импульсной электронно-лучевой и термической обработки, позволяет конструировать износостойкие покрытия с заданной геометрией и периодичностью распределения модифицированных зон на их поверхности, определяющих структуру и свойства покрытий.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Дампилон Б.В., Дураков В.Г. Особенности структурообразования покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна, полученных электронно-лучевой наплавкой // Перспективные материалы. – 2012. – № 1. – С. 87–91.
2. Гнюсов С.Ф., Игнатов А.А., Дураков В.Г. Влияние термоциклирования при электронно-лучевой наплавке на структурно-фазовое состояние и износостойкость покрытий из стали Р6М5 // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 5. – С. 15–20.

### **ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ БОРСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ**

**Т.А. Зимоглядова, Е.А. Дробяз, В.Е. Громов**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, zimoglyadovatatiana@gmail.com*

В статье представлены исследования покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой обработки из самофлюсующегося сплава ПН77Х15СЗР2 с добавлением 10, 20 и 30 % В на низкоуглеродистую сталь 10.

The researches of self-fluxing coatings obtained by the method of non-vacuum electron-beam welding with addition 10, 20 and 30 % В were presented at the article.

Проблема повышения надежности и продолжительности работы материалов является одной из наиболее актуальных в современном машиностроении. В процессе эксплуатации детали многих машин и механизмов работают в жестких условиях, контактируя с агрессивными средами, высокими температурами, абразивными веществами. Значительное количество износостойких материалов, способных в определенной мере справиться с поставленной задачей, не всегда применимо в связи с высокой стоимостью и сложностью обработки. Для решения данной проблемы необходим комплексный подход, включающий создание новых материалов с высоким комплексом физико-механических свойств.

Одним из активно развивающихся и перспективных направлений данной области является повышение прочности, износ- и коррозион-

ной стойкости поверхностных слоев материала. Условно методы поверхностного упрочнения можно разделить на классические (различные виды химико-термической обработки, например, борирование, азотирование, цементация и пр., а также поверхностная закалка) и высокоэнергетические (наиболее актуальные в последнее время). В зависимости от источника тепловой энергии каждый из высокоэнергетических методов обладает рядом преимуществ по сравнению друг с другом. На наш взгляд, наиболее эффективным источником энергии, который может быть использован для упрочнения поверхностных слоев металлов и сплавов, является электронный поток, выведенный в воздушную атмосферу, обеспечивающий глубокое проникновение электронов в поверхностные слои материала [1].

Наплавление покрытий осуществлялось при следующих режимах: ток пучка 25...27 мА, энергия пучка 1,4 МэВ, плотность насыпки 0,33 г/см<sup>2</sup>.

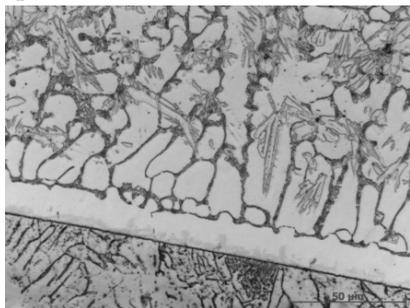
В качестве наплавляемого материала использовался самофлюсующийся порошок ПН77Х15СЗР2В. Для увеличения твердости и износостойкости самофлюсующийся порошок дополнительно легировали бором в объеме 10, 20 и 30 %. Порошки системы Ni-Cr-Si-B обладают низкой температурой плавления, хорошей смачиваемостью, а также высоким комплексом физико-механических свойств. Помимо этого, бор и кремний, входящие в состав порошковой смеси, способствуют образованию оксидо-силицидной корки, сосредоточенной на поверхности полученного покрытия, для восстановления большинства оксидов металлов и замедления процесса окисления компонентов [2, 3].

Структурные исследования полученных покрытий показали, что при наплавлении формируются покрытия, имеющие ярко выраженное градиентное строение, толщина которых варьируется от 1600 до 2500 мкм. На рисунке представлены изображения полученных покрытий.

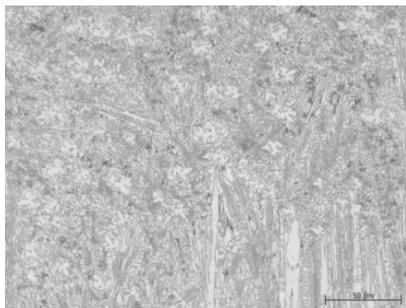
Покрытие без добавок бора (рисунок, *а*) характеризуется дендритной структурой, образовавшейся вследствие протекания металлургических процессов в поверхностных слоях при воздействии электронного пучка. Введение в состав насыпки 10 % бора приводит к формированию небольшой объемной доли боридов (рисунок, *б*). Увеличение количества бора в насыпке до 20 % способствует увеличению не только объемной доли боридов, но и их размеров (рисунок, *в*). Межборидное пространство заполнено эвтектикой. При введении в насыпку 30 % бора, бориды занимают практически всю объемную долю покрытия (рисунок, *г*).

Согласно данным рентгенофазового анализа, в структуре покрытия, содержащего 100 % самофлюсующейся порошковой смеси ПН77Х15СЗР2,

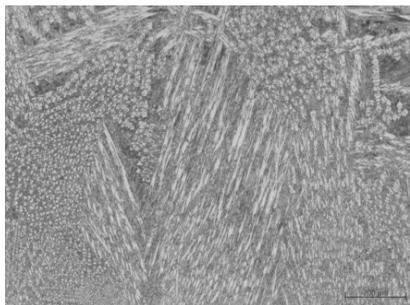
было установлено присутствие  $\gamma$ -твердого раствора железа в никеле [1]. Кроме того, в покрытии было обнаружено незначительное количество боридов  $Fe_2B$ .



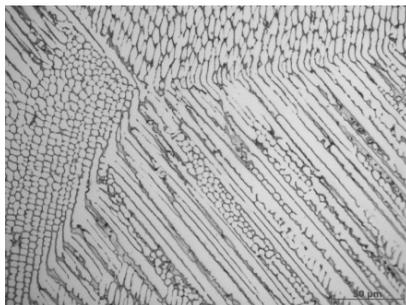
*a*



*б*



*в*



*г*

Микроструктура исследуемых покрытий

*a* – 100 % ПН77Х15С3Р2; *б* – ПН77Х15С3Р2 + 10 % В; *в* – ПН77Х15С3Р2 + 20 % В; *г* – ПН77Х15С3Р2 + 30 % В

Анализ микротвердости проводили на микротвердомере для проведения испытаний по Виккерсу *WolpertGroup 402MVD*. Наибольшей микротвердостью (1000 HV) обладает покрытие, содержащее 30 % аморфного бора, наименьшей (270 HV) – покрытие без легирования бором.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и свойства стали после вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков титана, тантала, молибдена и графита / Д.О. Муль, Е.А. Дробяз, И.К. Чакин, В.В. Самойленко, В.С. Ложкин, Р.А. Достовалов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 3 (60). – С. 115–120.

2. Восстановление и упрочнение молотка кормодробилок плазменными покрытиями с последующим печным оплавлением / В.Н. Гадалов, Н.А. Кореньевский, Д.Н. Романенко, В.В. Серебровский, Т.Н. Розина // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. – 2012. – № 2–3. – С. 132–136.

3. *Ворошин Л.Г., Пантелеенко Ф.И., Константинов В.М.* Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО. – 2-е изд., перераб. и доп. – Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001. – 148 с.

## **УПРОЧНЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАУГЛЕРОЖИВАНИЕМ С ПОРОШКОМ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ**

**Т.Ю. Кобзарева, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Д.А. Романов**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru*

Приведены результаты исследования структуры и элементного состава поверхностного слоя титанового сплава ВТ6, подвергнутого комбинированной обработке, заключающейся в легировании плазмой электрического взрыва углеродистого волокна с навеской порошка  $ZnO_2$  и последующему облучению высокоинтенсивным электронным пучком. Выявлены режимы электровзрывного науглероживания, которые позволяют формировать прочное покрытие.

The results of investigations into the structure and elemental composition of the surface layer of the VT6 titanium alloy subjected to combined treatment consisting of alloying by the plasma of an electric explosion of a graphite fiber with a charge of the  $ZnO_2$  powder and subsequent exposure by a high-intense electron beam are represented. Revealed regimes of electroexplosive carburizing, which allow to form a solid coating.

В отечественном машиностроении титановые сплавы используются для деталей высоконагруженных несущих конструкций автомобилей, для ходовой части, для деталей двигателя, но в машиностроительных отраслях титан пока еще не нашел широкого применения. Главной причиной этого является ограниченность сведений о свойствах титановых сплавов. Титановые сплавы, используемые в машиностроении, должны обладать такими повышенными характерными свойствами, как износостойкость, термическая устойчивость и высокая прочность. С целью увеличения жаропрочности и прочности титановый сплав ВТ6 легиру-

ется молибденом, ванадием, хромом, марганцем, цирконием и другими элементами.

В данной статье приводятся результаты по упрочнению титанового сплава ВТ6 электровзрывным науглероживанием с порошком оксида циркония и последующей электронно-пучковой обработкой.

Электровзрывное легирование (ЭВЛ), где взрываемым проводником являются углеродистые волокна и в область взрыва вводится порошок оксида циркония, приводит к упрочнению (легированию) поверхностного слоя и сопровождается формированием высокопористого, шероховатого покрытия, содержащего большое количество капельной фракции, микрократеров и микротрещин, наплывов, наслоений, присутствием стержней различных размеров (осколки углеродистого волокна), что существенно снижает служебные характеристики обработанной детали (рис. 1). На поверхности образца сплава ВТ6 формируется покрытие с неоднородно распределенными легирующими элементами: углеродом, кислородом и цирконием.

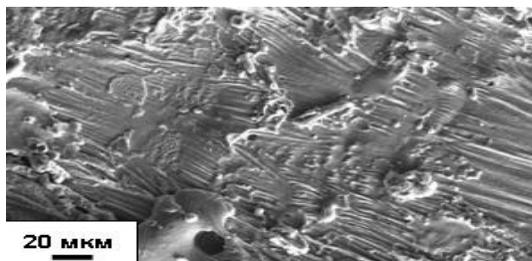


Рис. 1. Изображение поверхности титанового сплава ВТ6 после ЭВЛ

Дополнительную обработку упрочняемого слоя осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком на установке СОЛЮ по режимам: энергия электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов  $E_s = 45 \dots 60$  Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульсов воздействия  $\tau = 100$  и 200 мкс, их количество и частота следования  $n = 10$  и 20 имп. и  $f = 0,3$  с<sup>-1</sup>; облучение проводили в аргоне при остаточном давлении 0,02 Па. В данной работе было подобрано два оптимальных режима. Первый режим:  $E_s = 45$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $n = 10$  имп.,  $f = 0,3$  с<sup>-1</sup>. Второй режим:  $E_s = 60$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $n = 10$  имп.,  $f = 0,3$  с<sup>-1</sup>.

Исследования поверхности облучения методами сканирующей электронной микроскопии показали, что после ЭВЛ в зоне воздействия пучка электронов рельеф выглаживается (рис. 2, а) и формируется поли-

кристаллическая структура, размер зерен которой изменяется в зависимости от  $E_s$  (при равных остальных параметрах).

Выявлено, что в поверхностном слое титана зерна близкого размерного уровня группируются в следующих областях: при  $E_s = 45$  Дж/см<sup>2</sup> группы мелких зерен размерами 3...5 мкм располагаются в стыках более крупных (40...60 мкм) зерен (рис. 2, б), т. е. происходит зарождение мелких зерен в стыках границ крупных зерен; при  $E_s = 60$  Дж/см<sup>2</sup> тенденция обратная: группы крупных зерен (4...6 мкм) располагаются в объеме зерен малого размера (1...2 мкм) (рис. 2, з).

В объеме зерен, независимо от плотности энергии пучка электронов, выявляется субструктура, характерный размер элементов которой изменяется в пределах от 0,35 до 0,45 мкм (рис. 2, д и е).

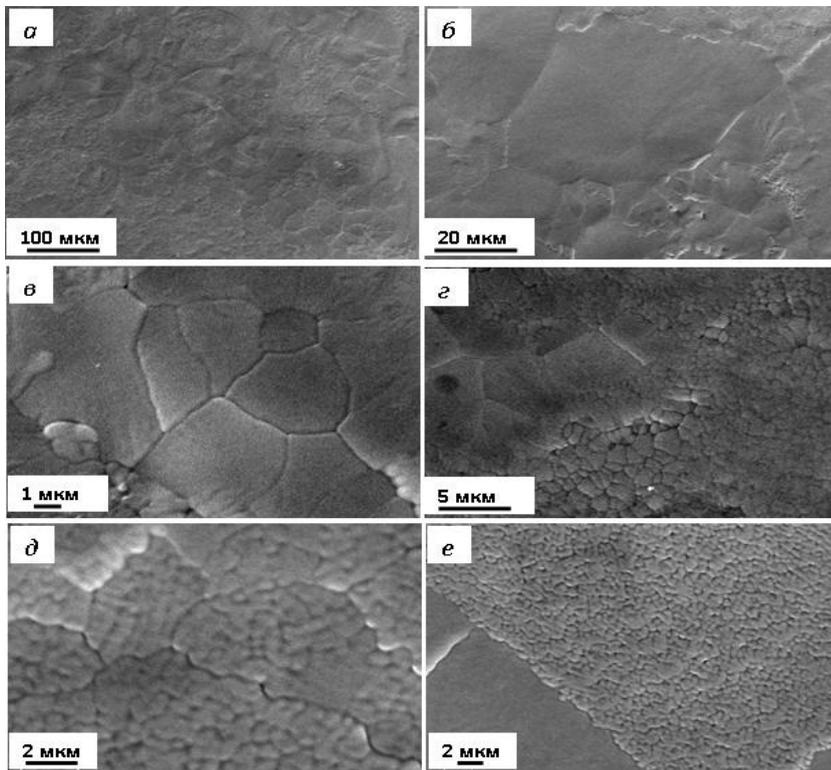


Рис. 2. Структура поверхности сплава ВТ6 после ЭВЛ с порошком оксида циркония и последующей ЭПО по двум режимам: 1 (а, б, д, е); 2 (в, з)

Особенностью структуры поверхности после комбинированной обработки при  $E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$  является присутствие островков с глобулярной структурой (размеры глобул  $0,35 \dots 1,5 \text{ мкм}$ ) (рис. 3). В обратно отраженных электронах данные глобулы имеют более светлый контраст по отношению к окружающему материалу. Они обогащены цирконием и являются частицами порошка оксида циркония, используемого при ЭВЛ. При увеличении  $E_s$  до  $60 \text{ Дж/см}^2$  подобные глобулы не обнаруживаются. Следовательно, увеличение  $E_s$  способствует повышению однородности распределения циркония в поверхностном слое.

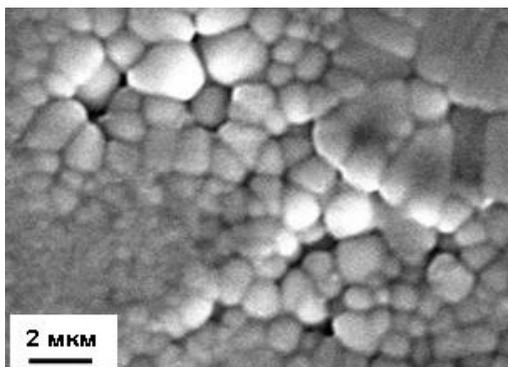


Рис. 3. Структура поверхности сплава ВТ6 после ЭВЛ и последующей ЭПО (режим 1)

Таким образом, выполненные исследования состояния дефектной структуры и элементного состава поверхностного слоя сплава ВТ6, подвергнутого комбинированной обработке, позволили выявить режимы ЭВЛ, приводящие к формированию плотных, с зеркальным блеском поверхностных слоев, обладающих субмикро- и наноразмерной кристаллической структурой.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ научного проекта № 13-02-12009 офи м и госзадания Минобрнауки № 2708ГЗ.*

*Авторы выражают благодарность д-ру техн. наук, профессору Е.А. Будовских и канд. техн. наук Е.С. Вацук за содействие при проведении исследований.*

## **ОСОБЕННОСТИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМИ ПОТОКАМИ МИКРОЧАСТИЦ**

**П.К. Кондратенко, Н.М. Сатдарова, С.Ю. Ганигин**

*Самарский государственный технический университет,  
г. Самара, ttxb@inbox.ru*

Установлено, что обработка поверхности материалов потоками микрочастиц на высоких скоростях может приводить к специфическим явлениям, которые в настоящее время не получили должного теоретического описания. В частности, это механизм образования расплава в зоне контакта, образование микротрещин и аномальные значения внедрения микрочастиц. Таким образом, установлена существенная роль масштабного фактора при анализе явлений микроудара.

It is established that the treatment of materials surface by high-speed microparticles streams can cause specific phenomena, which has not received proper theoretical description at present. In particular, it is: mechanism of the melted-material formation in the contact zone, mechanism of the microcracks formation and anomalous values of the microparticles penetration depths. Thus, it is established the essential role of the scale factor in the analysis of the phenomena of microshock.

Технологии, основанные на использовании высокоскоростных потоков микрочастиц с размерами 10...100 мкм широко используются в промышленности. В частности, использование потоков в диапазоне скоростей 400...800 м/с нашло применение в методах газотермического нанесения покрытий, таких как детонационное напыление, высокоскоростное газопламенное и газодинамическое нанесение порошковых покрытий [1, 2, 3]. Результат взаимодействия частиц с подложкой определяется преимущественно температурой частиц.

Взаимодействие на больших скоростях может приводить к внедрению частицы в поверхность на некоторую глубину. Эта глубина определяется возникающими силами инерции и получаемым давлением. Известны методы динамического микролегирования [4, 5, 6], обеспечивающие поверхностное упрочнение инструмента. В таких методах используется гораздо большая скорость, которая лежит в диапазоне 1000...2500 м/с. Как правило, методы формирования потоков с такими скоростями основаны на взрывных процессах. Время взаимодействия частиц с продуктами взрыва настолько мало, что частица не успевает нагреться и подходит к поверхности в твердом состоянии. Задача про-

гнозирования глубины проникания твердых сферических частиц надежно решается с использованием законов сохранения энергии и уравнения движения на основе законов Ньютона. Специфические задачи моделирования удара решены для крупных ударников [7]. Возникает вопрос: можно ли использовать имеющиеся модели для предсказания глубины проникания микроскопических ударников. В частности, можно ли использовать гидродинамическую модель проникания? Процесс внедрения частицы в материал до некоторой доли своего диаметра во времени представлен на рис. 1.

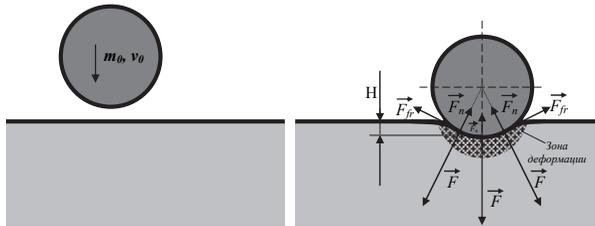


Рис. 1. Силы, действующие на сферическую частицу

Один из основных выводов, которые можно сделать при анализе, это то, что в приведенной постановке без учета приведенной силы трения, изменения твердости материала подложки и потери массы частицы (абляции) при движении в материале нормированная по калибру глубина проникания не зависит от размеров частицы.

На рис. 2 и 3 представлены характерные треки движения твердых, изначально сферических частиц в алюминии и стали.

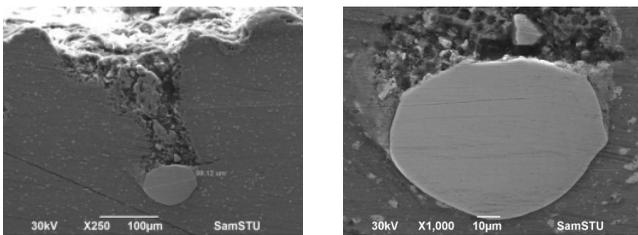


Рис. 2. Трек твердой высокоскоростной сферической частицы в алюминиевой мишени

Фотографии, представленные на рис. 2 и 3, демонстрируют плавление металла мишени в процессе проникания. Наличие пенной структуры металла говорит даже о его кипении. Образующийся расплав за-

полняет канал. При сверхкритических скоростях реализуется гидродинамический механизм проникания, при котором глубина проникания определяется преимущественно скоростью взаимодействия, соотношением плотности ударника и мишени, а также линейным размером ударника.

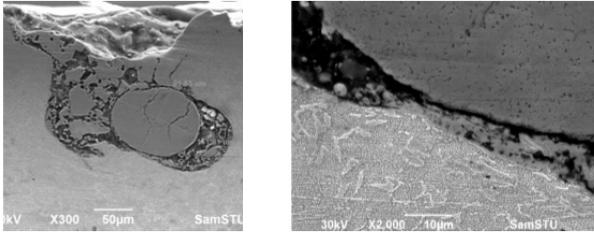


Рис. 3. Трек твердой высокоскоростной сферической частицы в стальной мишени

Обобщенная гидродинамическая модель проникания дает

$$\frac{H_{\max}}{D} = \left( \frac{\rho_p v_0^2}{P_0} \right)^{1/6} \sqrt{\rho_p / \rho_0},$$

где  $\rho_p, \rho_0$  – плотности ударника и преграды соответственно,  $P_0$  – начальное значение твердости.

Установлено, что обработка поверхности материалов потоками микрочастиц на высоких скоростях может приводить к специфическим явлениям, которые в настоящее время не получили должного теоретического описания. В частности, это механизм образования расплава в зоне контакта, образование микротрещин и аномальные значения внедрения микрочастиц. Таким образом, установлена существенная роль масштабного фактора при анализе явлений микроудара.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Warm spraying-a novel coating process based on high-velocity impact of solid particles / S. Kuroda, J. Kawakita, M. Watanabe, H. Katanoda // Science and Technology of Advanced Materials. – 2008. – Vol. 9, iss. 3. – P. 033002–033018.
2. Pawłowski L. The Science and Technology of Thermal Spray Coatings. – New York: Wiley, 1995.
3. Cold Spray Technology / A. Papyrin, V. Kosarev, S. Klinkov, A. Alkhimov, V. Fomin. – Oxford: Elsevier, 2007. – 336 p.

4. *Киреев В.П., Маёров Г.Р., Ушеренко С.М.* Структура и свойства быстрорежущих сталей при упрочнении динамическим микролегированием // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2007. – № 2 (20). – С. 99–110.

5. *Амосов А.П., Киреев В.П.* Упрочнение динамическим микролегированием режущей части инструмента из быстрорежущей стали для обработки деталей авиадвигателей // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. С.П. Королёва. – 2006. – № 2 (10). – Ч. 1. – С. 132–135.

6. *Амосов А.П., Киреев В.П., Маёров Г.Р.* Износостойкость инструмента из быстрорежущих сталей при их изготовлении с применением динамического микролегирования // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2006. – № 41. – С. 115–122.

7. *Высокоскоростное взаимодействие тел / В.М. Фомин, А.И. Гулидов, Г.А. Сапожников и др.* – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 1999. – 600 с.

## **СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ, ИЗ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ**

**Е.Е. Корниенко, А.И. Смирнов, В.И. Кузьмин**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, kornienko\_ee@mail.ru*

Работа посвящена структурным исследованиям самофлюсующихся покрытий на основе никеля, полученных воздушно-плазменным напылением с узлом кольцевого ввода порошка. Методом просвечивающей электронной микроскопии выявлено, что в покрытии формируется субмикроструктурная структура со средним размером зерен 80 нм.

The structural features of self-fluxing coatings on Ni base obtained by air-plasma spraying with unit of annular injection of powder were researched in the article. It was shown by transmission electron microscopy that the submicrocrystalline structure with average grain size of 80 nm was formed.

Известно, что поверхность деталей машин, работающих в условиях жесткой эксплуатации, является наиболее слабым звеном. Для того чтобы повысить износостойкость и увеличить срок их службы, можно использовать различные способы упрочнения поверхности, например

электронно-лучевую наплавку [1], поверхностное легирование, химико-термическую обработку и др. Одним из перспективных методов формирования износостойких покрытий в настоящее время является воздушно-плазменное напыление порошковых материалов [2–4]. Кольцевой ввод порошка в плазменную струю способствует значительному повышению качества керамических и металлических покрытий [5–8].

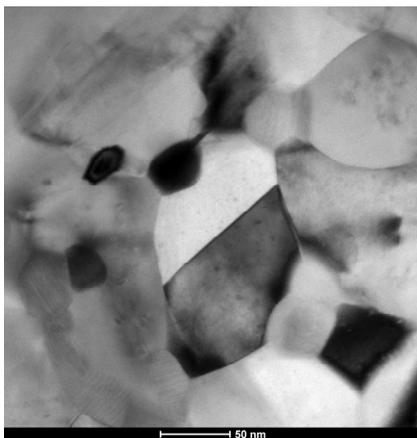
Целью настоящей работы является исследование структуры и трибологических свойств износостойких покрытий из самофлюсующихся сплавов, сформированных плазменным напылением с использованием узла кольцевого ввода порошка.

В качестве материала для напыления износостойких покрытий был выбран самофлюсующийся порошок на основе никеля марки ПР-Н77Х15СЗР2-3 (77 % Ni, 15 % Cr, 2 % В, 3 % Si, 2 % Fe и др.) дисперсностью 40...100 мкм. Порошок напыляли на трубы из низкоуглеродистой стали Ст3 с внутренним диаметром 25 мм на установке «Термоплазма 50-01» с кольцевым вводом порошка в Институте прикладной и теоретической механики СО РАН. Режимы плазменного напыления: № 1:  $I - 140$  А,  $U - 265$  В; № 2:  $I - 170$  А,  $U - 258$  В; № 3:  $I - 200$  А,  $U - 250$  В; № 4:  $I - 230$  А,  $U - 243$  В. Дистанция напыления – 170 мм. В качестве плазмообразующего и транспортирующего газов использовали воздух, в качестве защитного – пропан-бутан. Поверхность подложки перед напылением подвергали пескоструйной обработке. Для снятия внутренних напряжений после напыления выполняли отжиг (350 °С, 10 мин).

Толщина полученных покрытий составляет 350...400 мкм. В работе [6] было показано, что большая часть частиц, формирующих покрытие, в плазменной струе находилась в расплавленном или пластифицированном состоянии. В результате локальных измерений микротвердости было выявлено, что максимальной твердостью (900...1 050 НВ) обладают именно эти частицы. Это связано со структурными изменениями, происходящими в них при кристаллизации: высокие скорости охлаждения способствуют фиксации пересыщенного  $\gamma$ -твердого раствора на основе Ni со средним размером зерен 80 нм (рисунок).

Значения пористости покрытий, сформированных при помощи плазменного напыления с кольцевым вводом, значительно ниже, чем пористость покрытий, полученных точечным вводом порошка (режим № 1 – 0,96 %; режим № 2 – 2 %; режим № 3 – 3,1 %; режим № 4 ~ 5 %). Это явление можно объяснить тем, что кольцевой ввод порошка способствует

ет максимальной скорости течения плазмы и максимальному проплавлению частиц порошка.



Светлопольное изображение микро-  
структуры самофлюсующегося пок-  
рытия (режим № 1)

Испытания покрытий на износостойкость при трении о не жестко закрепленные абразивные частицы показали, что триботехнические свойства покрытий незначительно снижаются с увеличением тока дуги.

Таким образом, технология плазменного напыления с узлом кольцевого ввода порошка позволяет сформировать качественные покрытия, обладающие низкой пористостью (менее 5 %), высокой износостойкостью, микротвердостью и адгезией.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках Программы стратегического развития НГТУ (проект С-5).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing / I.A. Bataev, M.G. Golkovskii, A.A. Bataev, A.A. Losinskaya, R.A. Dostovalov, A.I. Popelyukh, E.A. Drobyaz // Surface & Coatings Technology. – 2014. – Vol. 242. – P. 164–169.

2. Хокинг М., Васантасри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия. Получение, свойства и применение: пер. с англ. – М.: Мир, 2000. – 518 с.

3. Хасуй А., Моригаки О. Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.

4. Методы исследования материалов: структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. – М.: Мир, 2004. – 384 с.

5. *Nikulina A.A., Kornienko E.E., Lapushkina E.U.* Structural research of boron carbide coatings received by plasma spraying // International conference on surface engineering for research and industrial applications, (Interfinish – Seria 2014), Russia, Novosibirsk, June 30 – July 4, 2014. – Novosibirsk: NSTU Publ., 2014. – P. 68.

6. *Корниенко Е.Е., Лапушкина Е.Ю., Сергачев Д.В.* Плазменное напыление износостойких покрытий // Современная техника и технологии: сб. докл. 20 междунар. науч.-практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых, Томск, 14–18 апр. 2014 г.: в 3 т. – Томск: ТПУ, 2014. – Т. 2. – С. 51–52.

7. Плазменное напыление порошковых покрытий при газодинамической фокусировке дисперсной фазы / В.И. Кузьмин, Е.В. Картаев, Д.В. Сергачев, Е.Е. Корниенко, Е.Ю. Лапушкина, А.О. Токарев // Актуальные проблемы в машиностроении: материалы 1 междунар. науч.-практ. конф., Новосибирск, 26 марта 2014 г. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2014. – С. 482–488.

8. Воздушно-плазменное напыление порошковых покрытий с газодинамической фокусировкой гетерогенного потока / В.И. Кузьмин, Е.В. Картаев, Д.В. Сергачев, Е.Е. Корниенко, Е.Ю. Лапушкина // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика: материалы 16 междунар. науч.-практ. конф., Санкт-Петербург, 15–18 апр. 2014 г.: в 2 ч. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2014. – Ч. 1. – С. 78–86.

## **ВНЕВАКУУМНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА КАРБИДА БОРА НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТУЮ СТАЛЬ**

**Д.С. Кривеженко, И.С. Лаптев, И.Н. Градусов**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, dnylkaa@yandex.ru*

Исследованы структура и свойства покрытий, сформированных при вневакуумной электронно-лучевой наплавке карбида бора на низкоуглеродистую сталь. Установлено, что в результате высокоэнергетической обработки происходит формирование гетерогенной структуры. Показано, что большое влияние на механические свойства исследуемого материала оказывает объемная доля боридов железа в поверхностном слое.

The structure and properties of coatings obtained by electron-beam cladding of boron carbide on low-alloyed steel substrate at the air atmosphere were investigated. It was established that a heterogeneous structure

was formed during high-energy treatment. It was shown that a volume fraction of iron borides in the surface layer had a considerable impact on mechanical properties of the material studied.

Одна из наиболее актуальных задач современного материаловедения заключается в повышении износостойкости деталей машин и элементов конструкций, подвергающихся в процессе эксплуатации интенсивному воздействию абразивных частиц. Анализ литературных данных и результатов исследований, проведенных авторами, показал, что наиболее перспективными технологиями поверхностного легирования изделий являются методы высокоэнергетической обработки материалов, среди которых особое внимание следует обратить на обработку электронным пучком, выведенным в воздушную атмосферу. Традиционно электронно-лучевая наплавка реализуется в вакуумной камере, что значительно увеличивает продолжительность подготовительных операций и снижает производительность процесса. Кроме того, размеры обрабатываемых деталей ограничены габаритами вакуумной камеры. Электронно-лучевой нагрев вне вакуума позволяет избежать указанных недостатков и повысить толщину упрочненного слоя до нескольких миллиметров.

Применение в качестве насыщающей среды боросодержащих порошков способствует формированию покрытия с оптимальным сочетанием механических и триботехнических свойств поверхностных слоев.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств поверхностных слоев, полученных путем наплавки боросодержащих порошковых материалов с применением промышленного ускорителя электронов.

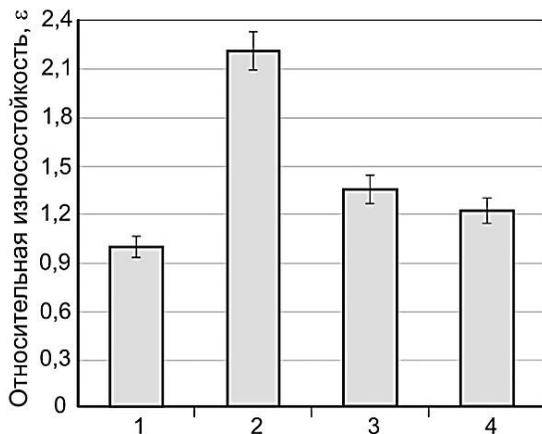
Вневакуумная электронно-лучевая наплавка проводилась в Институте ядерной физики СО РАН с применением промышленного ускорителя электронов. Для формирования покрытия использовали порошковую смесь, содержащую 40 %  $B_4C$ , 10 % Fe и 50 % флюса  $MgF_2$ , которая тщательно перемешивалась и равномерно наносилась на поверхность пластины из низкоуглеродистой стали. Наплавку осуществляли по экспериментально подобранным режимам: ток пучка электронов – 24...28 мА, мощность пучка 1,4 МэВ, плотность насыпки 0,2 г/см<sup>2</sup>, расстояние от выпускного окна до заготовки 90 мм, скорость движения столика относительно луча 10 мм/с.

Металлографические исследования показали, что в результате наплавки происходит формирование упрочненного слоя толщиной до 2,8 мм с градиентной структурой, состоящей из высокопрочных бори-

дов железа и колоний эвтектики. Повышение тока электронного луча способствует увеличению толщины упрочненного слоя за счет возрастания температуры в зоне оплавления и, как следствие, увеличения объема переплавленного материала. Однако в переплавленном металле снижается концентрация карбида бора, что приводит к уменьшению объемной доли боридов.

Методами рентгенофазового анализа установлено, что основными фазами, формирующимися в упрочненном слое при наплавке карбида бора по указанным режимам, являются  $\alpha$ -железо, борид железа  $\text{Fe}_2\text{B}$  и бороцементит  $\text{Fe}_3\text{B}_{0,6}\text{C}_{0,4}$ .

Результаты дюрOMETрических исследований свидетельствуют о том, что максимальное значение микротвердости характерно для слоя, сформированного при наплавке с током 24 мА, и составляет  $\sim 20$  ГПа. Снижение концентрации карбида бора в наплавленном слое при увеличении тока электронного пучка проявляется в уменьшении значений микротвердости до  $8 \dots 10$  ГПа.



Результаты испытаний в условиях трения о закрепленные абразивные частицы:

1 – материал основы (цементация); 2 – наплавка с током пучка 24 мА; 3 – наплавка с током пучка 26 мА; 4 – наплавка с током пучка 28 мА

Испытание на трение о закрепленные абразивные частицы позволяет смоделировать условия, возникающие при воздействии монолитной породы на исследуемые материалы. Критерием стойкости матери-

ала служила величина потери массы образца. Относительная износостойкость низкоуглеродистой стали после цементации была принята за единицу. Анализ полученных данных свидетельствует о повышении износостойкости исследуемых материалов по сравнению с контрольным материалом в два раза (см. рисунок).

Таким образом, учитывая полученные результаты, а также высокую производительность технологии, исследуемые материалы могут быть использованы для поверхностного упрочнения изделий, подверженных изнашиванию в абразивных средах. Наиболее высокий комплекс механических свойств поверхностных слоев обеспечивает наплавка карбида бора с током пучка 24 мА, что связано с наибольшей объемной плотностью боридов железа в структуре данного образца.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: Физматлит, 2010. – 384 с.

2. Bourithis L., Papaefthymiou S., Papadimitriou G.D. Plasma transferred arc boriding of a low carbon steel: microstructure and wear properties // Applied Surface Science. – 2002. – Vol. 200, iss. 1–4. – P. 203–218.

3. Some properties of boronized layers on steels with direct diode laser / J. Morimoto, T. Ozaki, T. Kubohori, S. Morimoto, N. Abe, M. Tsukamoto // Vacuum. – 2009. – Vol. 83, iss. 1. – P. 185–189.

4. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovski, D.S. Krivizhenko, A.A. Losinskaya, O.G. Lenivtseva // Applied Surface Science. – 2013. – Vol. 284. – P. 472–481.

#### МИКРОСТРУКТУРНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ HS6-5-2C ПОСЛЕ АТМОСФЕРНОГО ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ

**Я.С Лизункова<sup>1</sup>, А.Г Тюрин<sup>2</sup>, Т. Хассель<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Ганноверский университет имени Лейбница, г. Ганновер, Германия

<sup>2</sup>Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, hassel@iw.uni-hannover.de

В работе проведены микроструктурные исследования инструментальной стали HS6-5-2C после атмосферного плазменного азотирования. Установлено, что атмосферное плазменное азотирование приводит к упрочнению поверхности инструментальной стали за счет рас-

творения азота в матрице и образования нитридов железа размером от 20 до 200 нм. Образование мелкодисперсных нитридов способствует повышению микротвердости поверхности на 10 % и снижению коэффициента трения на 50 % относительно механических свойств материала до поверхностного насыщения.

Microstructural studies of HS6-5-2C tool steel after atmospheric plasma nitriding are carried out. It has been established that atmospheric plasma nitriding leads to surface hardening of tool steel due to dissolution of the nitrogen in the matrix and the formation of iron nitrides with sizes of 20...200 nm range. The formation of fine nitrides increases surface microhardness for 10% and reduces the friction coefficient by 50 % relative to the mechanical properties of the material before surface saturation.

Азотирование широко применяется как один из эффективных методов повышения износостойкости режущих и формообразующих инструментов, изготовленных из инструментальных сталей. Достоинствами азотированной поверхности являются низкий коэффициент трения, увеличение износостойкости, снижение склонности к появлению усталостных трещин, что особенно важно для штампового инструмента. Традиционное азотирование имеет ряд недостатков, среди которых наиболее значимыми являются большая продолжительность процесса и невозможность проведения локального насыщения без применения защитных обмазок [1, 2]. В статье проведено исследование нового метода для локального поверхностного насыщения азотом – атмосферного плазменного азотирования, основными достоинствами которого являются отсутствие специальных группогабаритных камер для азотирования, небольшое время поверхностного насыщения и возможность локальной обработки высоконагруженных частей, например зубьев штампового инструмента [3, 4].

Цель работы: исследование структуры и свойств поверхностного слоя инструментальной стали HS6-5-2C после атмосферного плазменного азотирования и проведение сравнительной оценки с традиционными способами азотирования.

В качестве обрабатываемого материала использовали инструментальную сталь HS6-5-2C, химический состав которой представлен в таблице.

**Химический состав стали HS6-5-2C**

HS6-5-2C	C	Cr	Mo	W	V	P	S	Fe
	0,98	3,6	5,2	4,8	1,9	0,02	0,02	ост

Процесс атмосферного плазменного азотирования осуществлялся с применением роботизированной системы HP20 с возможностью перемещения по шести координатам. Образцы были обработаны прямой плазменной дугой с полярностью DC+ по следующим параметрам: состав плазмообразующей смеси: 25 % Ar; 71,25 % N<sub>2</sub>; 3,75 % H<sub>2</sub>; состав защитной смеси – 100 % N<sub>2</sub>; сила тока – 20 А, расстояние между горелкой и поверхностью образца – 3 мм, скорость вращения – 14 мин<sup>-1</sup>, число циклов – 33, движение по спирали.

Микроструктурные исследования проводили в диапазоне увеличений от 100 до 100 000 крат с использованием светового микроскопа DM4000 M (Leica) и просвечивающего электронного микроскопа JEM2010 (JEOL). Фазовый состав определяли на рентгеновском  $\theta$ -2 $\theta$  дифрактометре ARLX'TRA (ThermoElectronSA). Для триботехнических испытаний использовали трибометр TRM 5000 (Wazau) в диапазоне нагрузок от 50 до 1000 Н по схеме «диск–палец». В качестве контртела («палец») использовали цилиндрический образец диаметром 4 мм, выполненный из стали 08 пс.

Результаты металлографических исследований поверхностного слоя инструментальной стали свидетельствуют о протекании структурных изменений на глубину до 200 мкм с образованием трех типов зон:

- поверхностный слой толщиной 15...20 мкм, представляющий собой высоколегированный мартенсит, образованный в результате высокоскоростного плазменного нагрева и последующего охлаждения с высокой скоростью;

- предповерхностный слой, состоящий из мартенсито-аустенитной матрицы с карбидами. Толщина слоя не превышает 200 мкм. Для данной области характерно крупнозернистое строение, вызванное значительным перегревом поверхности при обработке;

- исходная структура инструментальной быстрорежущей стали, состоящая из отпущенного мартенсита с карбидными частицами.

Исследование поверхностного слоя на просвечивающем электронном микроскопе выявило наличие частиц размером от 20 до 200 нм. Дифрактограмма включений и рентгеноструктурный анализ показали, что данные частицы представляют собой нитриды железа: FeN, Fe<sub>3</sub>N, Fe<sub>4</sub>N. Дюраметрические исследования показали повышение значений микротвердости на глубину до 40 мкм от 8625 до 9350 МПа. На расстоянии от 50 до 130 мкм от поверхности наблюдается снижение значений микротвердости материала до 7700 МПа, вызванное перекристаллизацией структуры и увеличением объемной доли остаточного аустенита.

Триботехнические испытания показали, что атмосферное плазменное азотирование приводит к снижению коэффициента трения в два раза. Коэффициент трения составляет 0,25 и соответствует значениями коэффициентов трения образцов после традиционных способов азотирования. Увеличение нагрузки выше 200 Н приводит к увеличению коэффициента трения до 0,6, характерного для необработанной поверхности. Увеличение коэффициента трения связано с износом азотированного слоя на глубину более 40 мкм.

Проведенные исследования свидетельствуют о возможности использования метода атмосферного плазменного азотирования для локального упрочнения высоконагруженных деталей.

### ЛИТЕРАТУРА

1. *Liedtke D.* Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen. – Fifth ed. – Renningen: Expert-Verl., 2010. – 342 p.

2. *Weist C., Westheide H., Lange K.* Application of chemical and physical methods for the reduction of tool wear in bulk metal forming processes // CIRP Annals-Manufacturing Technology. – 1986. – Vol. 35, iss. 1. – P. 199–204.

3. *Hassel T., Birr C., Bach F.W.* Surface zone modification by atmospheric plasma-nitriding (APN) with the aid of the transmitted plasma-arc // Key Engineering Materials. – 2010. – Vol. 438. – P. 147–154.

4. Sheet-bulk Metal Forming a new process for the production of sheet metal parts with functional components / M. Schaper, Y. Lizunkova, M. Vucetic, T. Cahyono, H. Hetzner, S. Opel, J. Schneider, T. Koch, B. Plugge // Metallurgical and Mining Industry. – 2011. – Vol. 3, N 7. – P. 53–58.

## УСКОРЕННАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

А.А. Лосинская<sup>1</sup>, Д.Д. Головин<sup>1</sup>, И.А. Батаев<sup>1</sup>, А.М. Джордж<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск*

<sup>2</sup>*Федеральный университет г. Сан-Карлос, Бразилия*

<sup>3</sup>*Национальный политехнический институт, г. Гренобль, Франция,  
anna.losinskaya@mail.ru*

В работе исследовалось вневакуумное электронно-лучевое легирование поверхностных слоев стальных цилиндрических заготовок с применением углеродного волокна. В результате воздействия электронного луча на поверхности образцов был сформирован слой, в котором максимальная концентрация углерода превышала 4,3 % (масс.). Полученная структура отличалась высоким уровнем твёрдости (до 750 HV). Износостойкость материала в условиях воздействия абразивных частиц увеличилась на 15 % по сравнению с износостойкостью стали, полученной по технологии печной цементации и закалки.

In the present paper surface alloying of cylindrical substrates with carbon by non-vacuum electron-beam processing was studied. A carbon fabric was used as a source of carbon. The concentration of carbon in the clad layer exceeded 4,3 % (wt.). The surface layer hardness reached 750 HV. The wear resistance of the clad sample was 15 % higher in comparison with pack carburized and water quenched sample

Технологии цементации широко используются в промышленности и позволяют обеспечивать сочетание высокой износостойкости и надежности сталей. Для цементации сталей широко применяются процессы твердофазной диффузии. Недостатком такого подхода является длительность процесса, а также ограничения к габаритам изделий. В качестве альтернативы такому подходу предлагается использовать технологии наплавки. Большинство работ, связанных с наплавкой углерода на сталь, основаны на лазерной и плазменной технологиях [1–4]. В работе [5] для поверхностного легирования плоских стальных образцов углеродом была использована технология вневакуумной электронно-лучевой наплавки.

Целью данной работы являлось исследование возможности электронно-лучевой цементации цилиндрических стальных заготовок с использованием углеродных волокон в качестве насыщающей среды.

В качестве заготовок для наплавки использовались бесшовные трубы из низкоуглеродистой стали 20 диаметром 48 мм и с толщиной стенок 4 мм.

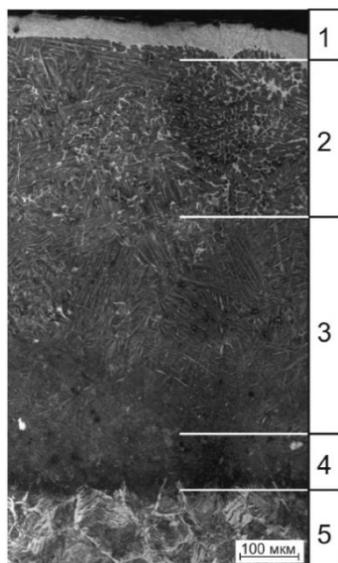
В качестве наплавляемого материала использовали углеродное волокно. Для облегчения растворения и предотвращения выгорания углерода использовался порошок карбонильного железа. Для защиты ванны расплава от атмосферного воздействия использовался флюс  $MgF_2$ . Порошки железа и флюса смешивались со связующим веществом – фенолполивинилацетатным клеем. Поверхностная плотность наплавляемых материалов составляла  $0,13 \text{ г/см}^2$  (без учета клея). Таким образом, в состав наплавочной смеси входили 13 % (масс.) углерода, 37 % (масс.) железа и 50 % (масс.) флюса.

Для формирования высокоуглеродистых покрытий применялся промышленный ускоритель электронов ЭЛВ-6. В процессе наплавки заготовка вращалась вокруг своей оси со скоростью 8,76 об/мин и перемещалась линейно со скоростью 0,34 см/с. Расстояние от выпускного отверстия до поверхности заготовки составляло 90 мм. Энергия электронов составляла 1,4 МэВ, ток пучка – 8 мА.

Наплавленный слой можно условно разделить на пять зон (рис. 1). Максимальная концентрация углерода, соответствующая структуре

*Рис. 1.* Строение наплавленного высокоуглеродистого слоя:

- 1 – белый эвтектический чугуи; 2 – доэвтектический чугуи; 3 – заэвтектидная сталь; 4 – эвтектоидная сталь; 5 – зона термического влияния



эвтектики в системе Fe-Fe<sub>3</sub>C (ледебурит), достигалась на поверхности наплавленного слоя (зона 1), а минимальное количество углерода, соответствующее структуре эвтектоида в системе Fe-Fe<sub>3</sub>C (перлит), наблюдалось в наиболее глубоких слоях покрытия (зона 4). Между этими двумя зонами был сформирован весь спектр структур, наблюдаемых на диаграмме состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C между ~0,8 % (масс.) и ~4,3 % (масс.).

Распределение микротвердости по сечению образцов представлено на рис. 2. Толщина упрочненного слоя составляет ~800 мкм. Максимальная микротвердость (750 HV) наблюдалась в поверхностном слое образца.



Рис. 2. Распределение микротвердости наплавленного высокоуглеродистого слоя

Для оценки триботехнических свойств полученных материалов были проведены испытания в условиях трения о закрепленные частицы абразива. Результаты проведенных испытаний показали, что износостойкость образцов, полученных по технологии электронно-лучевого легирования, на ~15 % превышает износостойкость образцов, полученных по классической технологии, сочетающей печную цементацию с последующей закалкой и низким отпуском. Высокий уровень износостойкости наплавленных слоев объясняется высокой объемной долей цементита в поверхностном слое.

Вневакуумное электронно-лучевое оплавление углеродных волокон и тканей является эффективным методом создания высокоуглеродистых слоев на деталях цилиндрической формы из низкоуглеродистых сталей.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Walker A., West D.R.F., Steen W.M. Laser surface alloying of iron and 1%C+1.4%Cr steel with carbon // *Metals Technology*. – 1984. – Vol. 11. – P. 399–404.
2. Katsamas A.I., Haidemenopoulos G.N. Laser-beam carburizing of low-alloy steels // *Surface and Coatings Technology*. – 2001. – Vol. 139, iss. 2–3. – P. 183–191.
3. Microstructure and hardness analysis of carbon nanotube cladding layers treated by laser beam / J.H. Yao, C.N. Ma, M.X. Gao, F.Z. Kong, Q.L. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201, iss. 6. – P. 2854–2858.
4. Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application / J.H. Abboud, K.Y. Benyounis, A.G. Olabi, M.S.J. Hashmi // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – Vol. 182, iss. 1–3. – P. 427–431.
5. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing / I. Bataev, M. Golkovskii, A. Bataev, A. Losinskaya, R. Dostovalov, A. Popelyukh, E. Drobayaz // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 242. – P. 164–169.

## УЛУЧШЕНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТИТАНА ПУТЕМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ ПОРОШКА Ti-6Al

**Ю.Н. Малютина<sup>1</sup>, Х. Си-Моханд<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск*

<sup>2</sup>*Национальная инженерная школа Сент-Этьенна, Франция,  
iuliamaliutina@gmail.com*

В работе была реализована лазерная наплавка порошка Ti48Al2Cr2Nb на подложку, выполненную из титанового сплава марки Ti6242. Было показано, что сформированное покрытие отличается более высокими показателями микротвердости и сопротивления износу по сравнению с исходным титановым сплавом.

In current research a laser cladding of Ti48Al2Cr2Nb powder on substrate made of Ti6242 titanium alloy was conducted. It was shown that produced coating characterized increased values of microhardness and wear resistance in comparison with titanium substrate.

Титан и титановые сплавы широко применяются в автомобильной, авиационной и химической промышленности благодаря комплексу механических свойств, таких как низкая плотность, высокая удельная прочность и жесткость, высокий модуль упругости и сопротивление

ползучести при повышенных температурах. Однако применение титановых сплавов сильно ограничено из-за их низких трибологических свойств, в том числе высокого коэффициента трения и низкой твердости. В качестве перспективного способа модифицирования поверхности и улучшения износостойкости различных металлов и сплавов используется лазерная наплавка. Эта технология позволяет формировать плотные, толстые покрытия, с улучшенными адгезионными характеристиками, а также равномерным составом и мелкозернистой микроструктурой.

Таким образом, в настоящей работе были выполнены исследования по улучшению триботехнических характеристик титанового сплава методом лазерной наплавки. Для этого на предварительно механически обработанные и очищенные заготовки из титанового сплава Ti6242 наплавляли порошок марки Ti48Al2Cr2Nb. Лазерная наплавка осуществлялась на установке Trumpf LASMA 1054 по следующим параметрам: мощность лазера составляла 750 В, скорость перемещения сопла – 100 мм/мин и скорость подачи порошка – 3 г/мин. Процесс осуществлялся в среде аргона. Для полученного покрытия проводились микроструктурные исследования, а также определялись механические и триботехнические характеристики.

Рентгеноструктурные исследования показали, что в процессе лазерной наплавки в покрытии образовались  $\gamma$ -TiAl и  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al фазы. Интенсивность пиков  $\alpha_2$  фазы очень слабая (10 %), что связано с ее низким содержанием в составе покрытия. Микроструктурные исследования показали, что в процессе лазерной наплавки формируется гомогенная микроструктура, состоящая из пластин и равноосных зерен.

Результаты измерения микротвердости образцов после лазерной наплавки представлены на рис. 1. Приведенный график свидетельствует о более высокой микротвердости покрытия по сравнению с титановой подложкой, а также равномерном распределении микротвердости в покрытии, что обусловлено гомогенностью микроструктуры. Среднее значение микротвердости покрытия составило 477,62 HV<sub>0,5</sub>. Увеличение микротвердости связано с формированием мелкодисперсной структуры.

Результаты испытаний на износостойкость покрытий на основе  $\gamma$ -TiAl, сформированных в процессе лазерной наплавки, представлены на рис. 2. Максимальный объем изношенного материала покрытия составил ~5 мм<sup>3</sup>, что приблизительно в семь раз меньше по сравнению с титановым сплавом Ti6242 (при одинаковом пути трения 400 м/мин). Следует отметить, что изнашивание титановой подложки происходит с нарастающей скоростью, в то время как интенсивность изнашивания

покрытия снижается после 300 м/мин. Благоприятное влияние на показатели износостойкости оказывает повышенная твердость интерметаллида  $\gamma$ -TiAl.

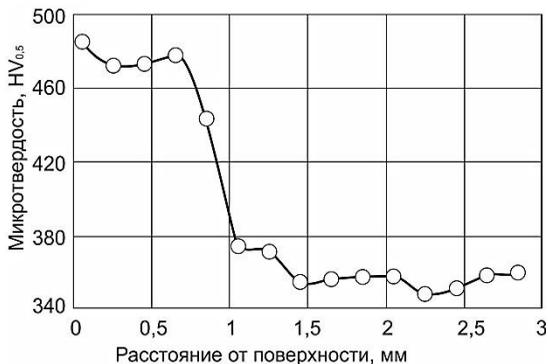


Рис. 1. График распределения микротвердости образцов после лазерной наплавки

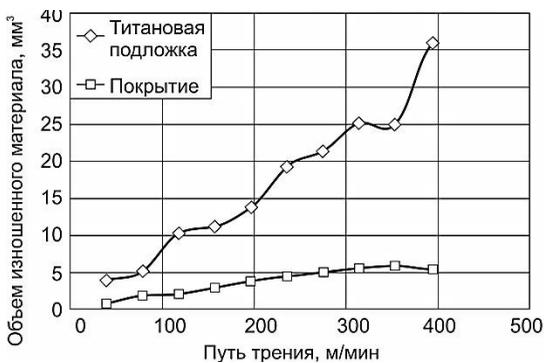


Рис. 2. Зависимость объема изношенного материала от пути трения титановой подложки и покрытия

Таким образом, проведенные экспериментальные исследования показали, что в процессе лазерной наплавки в покрытии формируется мелкозернистая дууплексная структура, состоящая из  $\gamma + \alpha_2$  фазы. Полученное покрытие отличается повышенным уровнем микротвердости по сравнению с титановым сплавом, а также меньшим сопротивлением износу в условиях трения скольжения.

*Работа выполнена в рамках международной стажировки в лаборатории «Диагностика и инженерия промышленных процессов» Национальной инженерной школы Сент-Этьенна (Франция) при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Стипендия Президента РФ для обучения за рубежом студентов и аспирантов российских вузов в 2013/2014 учебном году).*

## **ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛИ ТИТАНОМ, ВАНАДИЕМ И УГЛЕРОДОМ В ПРОЦЕССЕ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ**

**Д.О. Муль, И.С. Лаптев, Ю.О. Климкин**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, ddariol@ya.ru*

Проведены исследования структуры поверхностных слоев стали, легированных ванадием, титаном и графитом в процессе наплавки высокоэнергетическим электронным пучком. На поверхности стальных заготовок сформированы качественные покрытия толщиной 2,34 мм. Основными структурными составляющими покрытий являются: карбид титана,  $\alpha$ -Fe (феррит), эвтектика на основе карбида ванадия (VC) и  $\alpha$ -Fe. Объемная доля карбидных частиц в покрытиях составляет 17,5 %.

Structural investigations of surface layers alloyed with vanadium, titanium and graphite were carried out. High-quality coatings with a thickness of 2.34 mm were obtained on steel surfaces by high-energy electron beam treatment. The main structural components of coatings were: titanium carbide (TiC),  $\alpha$ -Fe (ferrite), eutectic consisted of vanadium carbide (VC) and  $\alpha$ -Fe. A volume fraction of particles in coatings was equal to 17,5 %.

В последнее время представляет интерес наплавка порошковых смесей на стальные заготовки с использованием энергии электронного пучка, выведенного в воздушную атмосферу. Высокая мощность оборудования (100 кВт), способность обрабатывать крупные заготовки и высокая производительность выгодно выделяют данный метод среди остальных [1, 2].

В процессе электронно-лучевой наплавки порошковых смесей на металлическую заготовку формируется поверхностный слой с ультрадисперсной структурой. Часто в качестве упрочняющих материалов для стальных деталей применяют карбиды, поскольку они обладают высокой твердостью. Применение таких материалов позволяет повы-

сить микротвердость и износостойкость стальных заготовок в несколько раз. Однако получить подобные результаты можно также легированием поверхности карбидообразующими металлами 5–7 переходных групп таблицы Д.И. Менделеева в смеси с графитом [3, 4].

Целью данной работы является изучение структуры покрытий, полученных вневакуумной электронно-лучевой наплавкой порошковой смеси, содержащей титан, ванадий и графит, на среднеуглеродистых сталях.

Процесс наплавки порошковых смесей на стальные заготовки осуществляли с применением ускорителя электронов ЭЛВ-6. Энергия выпущенных электронов равнялась 1,4 МэВ. Диаметр электронного пучка был равен 12 мм, размах сканирования – 50 мм, скорость перемещения заготовки относительно выпускного устройства – 10 мм/с. Заготовки под основу представляли собой пластины из стали 40Х размерами 50 × 100 мм и толщиной 12 мм. В качестве наплавляемого материала использовали порошковую смесь, содержащую 43,40 % титана, 43,89 % ванадия, 12,71 % графита по массе. Для защиты от окисления в процессе наплавки в наплавочную смесь вводили 40 масс. % флюса –  $MgF_2$ .

Структурный анализ образцов проводили на основании результатов, полученных на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m. Оценку фазового состава выполняли на дифрактометре ARL X'TRA. Объемная доля карбидных частиц определялась на оптическом микроскопе с использованием программы Multiphase.

Общий вид поперечного сечения наплавленного материала представлен на рисунке, *а*. Толщина легированного слоя составляет 2,34 мм. Отслоений, пор или раковин в наплавленных образцах не зафиксировано. В сформированном слое обнаружены микрообласти округлой формы черного цвета. Вероятно, они представляют собой нерастворившиеся частицы графита, что подтверждает наличие по их периметру усиленного скопления карбидных частиц (рисунок *в*). После наплавки порошковых смесей, содержащих титан, ванадий и графит, структура наплавленных слоев представляет собой карбидные частицы, эвтектику из карбидов и  $\alpha$ -Fe, остальной объем занят ферритом (рисунок, *б*). Объемная доля карбидных частиц в наплавленном слое составляет 17,5 %.

Фазовый анализ покрытий выявил две фазы: TiC и твердый раствор на основе  $\alpha$ -Fe (параметр решетки равен  $2,8796 \cdot 10^{-10}$  м). Ванадий явно не обнаружен ни в чистом виде, ни в химических соединениях. Известно, что титан является более активным элементом по отношению к углероду, чем ванадий. В процессе охлаждения он использует

весь углерод, необходимый для формирования карбидов TiC. Поскольку процесс кристаллизации проходит при высоких скоростях охлаждения, то существует вероятность, что в местах образования карбидной частицы поблизости не окажется атома титана, тогда его может заменить элемент, близкий по химическим свойствам. В данном случае таким элементом является ванадий. В итоге формируется карбид титана TiC, легированный ванадием.

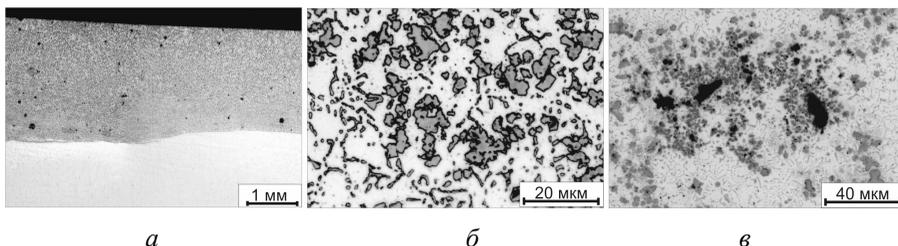


Рис. 1. Структура наплавленных слоев:

*а* – общий вид; *б* – покрытие (травленое состояние); *в* – графитовые включения

При помощи EDX-анализа обнаружено, что в покрытии с максимальным содержанием титана в карбидных частицах наблюдается углерод, титан и ванадий. В остальном объеме наплавленного слоя титан не обнаружен, таким образом, он не входит в карбидную составляющую эвтектической структуры. Ванадий встречается в эвтектике и феррите.

В результате проведенных исследований было выявлено, что при электронно-лучевой наплавке порошковых смесей на поверхности стальных заготовок формируются качественные покрытия толщиной 2,34 мм. Основными структурными составляющими являются карбид титана,  $\alpha$ -Fe (феррит), эвтектика на основе карбида ванадия (VC) и  $\alpha$ -Fe.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 14-33-50384.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere / S.N. Fadeev, M.G. Golkovski, A.I. Korchagin, N.K. Kuksanov, A.V. Lavruhin, S.E. Petrov, R.A. Salimov, A.F. Vaisman // Radiation Physics and Chemistry. – 2000. – Vol. 57, iss. 3–6. – P. 653–655.

2. *Голковский М.Г.* Закалка и наплавка релятивистским электронным пучком вне вакуума. Технологические возможности метода. – Saarbrücken: LAP-LAMBERT Academic Publishing, 2013. – 317 с.

3. Microstructure and hardness improvement of TiC/stainless steel surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation / J. Lee, K. Euh, J.C. Oh, S. Lee // *Materials Science and Engineering: A.* – 2002. – Vol. 323, iss. 1–2. – P. 251–259.

4. Correlation of microstructure with hardness and wear resistance in (TiC, SiC) / stainless steel surface composites fabricated by high-energy electron-beam irradiation / E. Yun, Y.C. Kim, S. Lee, N.J. Kim // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2004. – Vol. 35, iss. 3. – P. 1029–1038.

## **ПЕРСПЕКТИВА ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО НАГРЕВА ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОГО НАСЫЩЕНИЯ СТАЛИ УГЛЕРОДОМ**

**Н.В. Плотникова, А.А. Лосинская, В.Ю. Скиба,  
Е.А. Никитенко**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, plotnikova1975@mail.ru*

В работе показана возможность высокоскоростной обработки поверхностных слоев низкоуглеродистой стали с применением высокоэнергетических источников энергии. Рассмотрены особенности формирования структуры в поверхностных слоях после электронно-лучевого воздействия и после обработки токами высокой частоты.

The possibility of high-speed treatment of low-carbon steel surface layers by high-energy methods is shown. The features of structure formation in the surface layers after atmospheric electron-beam deposition of iron-graphite powder mixture and high-frequency current treatment are considered.

Проблема повышения износостойкости поверхностных слоев металлических материалов конструкционного назначения является одной из наиболее актуальных для современного материаловедения. Наиболее распространенным методом повышения износостойкости является процесс цементации с последующей закалкой и отпуском. Основным недостатком отмеченного способа является его высокая трудоемкость и длительность. Вторая проблема заключается в том, что при реализа-

ции стандартных технологических процессов поверхностного насыщения сталей практически невозможно обрабатывать крупногабаритные изделия. Эффективным решением отмеченной проблемы является применение технологий высокоэнергетического воздействия на поверхностные слои материала с целью их легирования. В современном производстве с успехом используются такие методы поверхностного упрочнения материалов, как лазерная обработка [1, 2], плазменная и электродуговая наплавка [3–6]. В настоящей работе рассмотрены два метода поверхностного легирования низкоуглеродистой стали: вневакуумная электронно-лучевая обработка и обработка токами высокой частоты, применение которых в настоящее время еще не получило широкого распространения.

Цель данной работы заключалась в разработке технологических параметров формирования высокоуглеродистого поверхностного слоя, обладающего высокой износостойкостью, с использованием методов высокоэнергетического воздействия.

В качестве основного материала использовали низкоуглеродистую сталь 20 (0,19 % C; 0,47 % Mn; 0,20 % Si; 0,009 % P; 0,042 % S; 0,15 % Ni; 0,15 % Cu). В качестве науглероживающей среды использовали смесь порошков карбонильного железа ОСЧ6-2 и графита марки ГЛ-1 (ГОСТ 5279-74) с добавкой флюса  $MgF_2$ .

Наплавку токами высокой частоты осуществляли на специально спроектированной и изготовленной для этих целей экспериментальной установке [7]. В качестве источника энергии использовали ламповый генератор марки ВЧГ 6–60/0.44 (рабочая частота  $440 \cdot 10^3$  Гц). Процесс нагрева осуществлялся по глубинной схеме непрерывно-последовательным способом. Скорость перемещения образцов относительно индуктора составляла 0,020...0,100 м/с, сила тока – 0,6...0,8 мА.

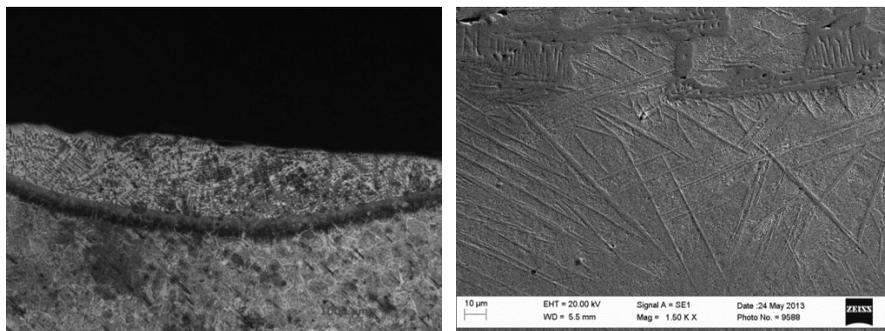
Структурные исследования сталей выполняли с использованием светового микроскопа Axio Observer Alm и растрового микроскопа EVO 50 XVP компании Carl Zeiss.

Ранее авторами были представлены исследования по реализации технологии ускоренного насыщения поверхностных слоев стали 20 углеродом из порошковых материалов методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки [8].

Экспериментально доказана возможность эффективного ввода углерода в поверхностные слои сталей с формированием высокоуглеродистых износостойких поверхностных слоев.

При реализации наплавки порошковой смеси на низкоуглеродистую сталь токами высокой частоты образуется аналогичная сложная струк-

тура поверхностного слоя с толщиной от 500 до 1600 мкм. Структурные исследования показали, что в результате наплавки на поверхности образуется структура доэвтектического чугуна (рисунок, а), далее наблюдается зона, характерная для заэвтектоидной стали со структурой видманштеттова цементита (рисунок, б).



а

б

Структура покрытий, сформированных обработкой токами высокой частоты

Проведенные исследования убедительно показали, что методами высокоэнергетического воздействия возможно создавать на поверхности низкоуглеродистой стали износостойкие покрытия толщиной до 1,5 мм. Такую же толщину диффузионного слоя обеспечивают традиционные методы химико-термической обработки, однако на его образование тратится длительное время. Предлагаемые методы позволяют существенно сократить время обработки, обеспечивая образование бездефектных покрытий, обладающих повышенной твердостью и износостойкостью.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application / J.H. Abboud, K.Y. Benyounis, A.G. Olabi, M.S.J. Hashmi // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – Vol. 182, iss. 1. – P. 427–431.
2. Das D.K. Prior austenite grains in steels laser surface alloyed with carbon // Materials Characterization. – 1997. – Vol. 38, iss. 3. – P. 135–141.
3. Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere / S.N. Fadeev, M.G. Golkovsky, A.I. Korchagin, N.K. Kuksanov, A.V. Lavruhin, S.E. Petrov, R.A. Salimov, A.F. Vaisman // Radiation Physics and Chemistry. – 2000. – Vol. 57, iss. 3–6. – P. 653–655.

4. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovsky, A.Yu. Teplykh, V.G. Burov, S.V. Veselov // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 207. – P. 245–253.

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

6. *Hasan Md.F., Wang J., Berndt Ch.C.* Effect of power and stand-off distance on plasma sprayed hydroxyapatite coatings // Materials and Manufacturing processes. – 2013. – Vol. 28, iss. 12. – P. 1279–1285.

7. *Ivancivsky V.V., Skeebe V.Yu., Stepanova N.P.* Rational modes of surface hardening of steels using concentrated heat sources // Obrabotka metallov: Metal Working and Material Science. – 2006. – N 4. – P. 17–19. (In Russian)

8. Структура и свойства поверхностных слоев низкоуглеродистой стали, полученных методом наплавки углеродсодержащих порошковых смесей и последующей закалки / А.А. Лосинская, Е.А. Дробяз, В.А. Батаев, Н.В. Плотникова, М.Г. Голковский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4. – С. 5–11.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ**

**А.А. Попович, Н.Г. Разумов**

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
г. Санкт-Петербург, n.razumov@inbox.ru.*

В работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния длительности обработки на процесс растворения легирующих элементов в процессе механического легирования железа аустенитообразующими элементами в азотсодержащей атмосфере. Исследования технологических параметров процесса механолегирования показали, что первым из легирующих элементов растворяется никель, затем хром и марганец. Установлено, что растворение происходит через образование слоистого композита.

In this study, the effect of the treatment duration on the process dissolution of alloying elements in the process of mechanical alloying (MA) of iron by austenite forming elements in nitrogen-containing atmosphere, was investigated. Investigating the influence of MA parameters on the phase composition of the alloy showed that the first of the alloying elements dis-

solved in the lattice of iron are nickel, then chrome and manganese. According to experimental data, the dissolution proceeds through the formation of a layered composite.

Представлены результаты экспериментов по исследованию влияния времени обработки на процесс растворения легирующих элементов в ходе механического легирования железа аустенитообразующими элементами в азотосодержащей атмосфере. Исследования проводились на порошках сплава Fe-18Cr-8Ni-12Mn, полученных механическим легированием в атмосфере азота в течение 15, 30, 45, 60 мин и 3,5 часов. Механическое легирование проводили в энергонапряженной вибрмельнице по методике, описанной в работах [1, 2].

Установлено, что с началом процесса механолегирования за счет интенсивной пластической деформации происходит слипание частиц порошка исходных компонентов, а затем идет процесс «деформационного атомного перемешивания», который вызван необратимыми изменениями формы и размеров частиц порошка [3, 4]. При малой продолжительности процесса механолегирования получаемые порошки представляют собой «слоеный пирог», т. е. распределение элементов по частице порошка неравномерное; существуют зоны, обогащенные одним легирующим элементом, в то время как в других его содержание очень низкое (рис. 1). При таком неравномерном распределении легирующих элементов в порошке они могут давать довольно интенсивные пики на рентгенограммах. Результаты точечного химического анализа (рис. 1, *a*) показывают, что в частице порошка существуют области, химический состав которых соответствует области существования  $\gamma$ -Fe по диаграмме Шеффлера, но рентгенофазовый анализ этого не показывает. Это связано с длительностью процесса механолегирования, т. е. ввиду малого времени синтеза дозы подведенной энергии недостаточно, чтобы элементы смогли образовать твердый раствор и, соответственно, произошел переход ОЦК в ГКЦ решетку. С увеличением времени механолегирования доза подведенной энергии увеличивается, за счет этого происходит постепенное выравнивание распределения легирующих элементов по объему частицы получаемого порошка (рис. 2) и переход ОЦК решетки в ГКЦ. Результаты точечного химического анализа в частице порошка после 3,5 часов механохимического синтеза показывают, что легирующие элементы равномерно распределены по объему порошка и соответствуют химическому составу исходной композиции (рис. 2, *a*).

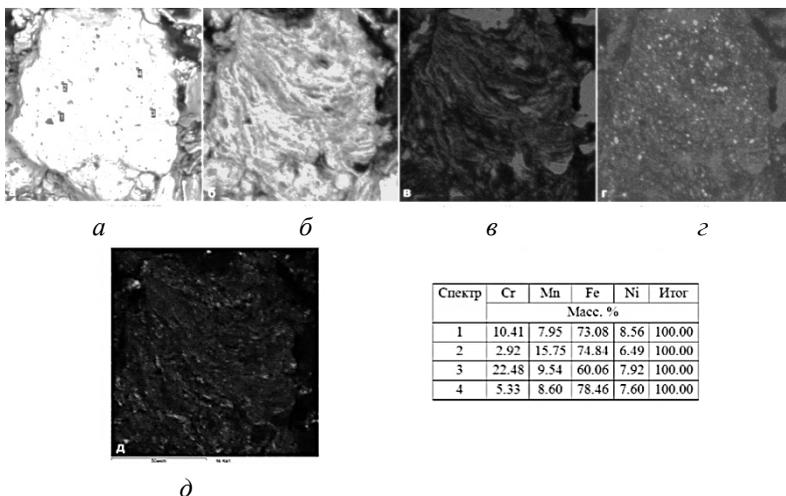


Рис. 1. Распределение компонентов в объеме частицы порошка Fe-18Cr-8Ni-12Mn после 15 минут механического легирования:

а) общий вид исследуемого участка; б) Fe; в) Cr; г) Mn;  
 д) Ni и результаты точечного химического анализа

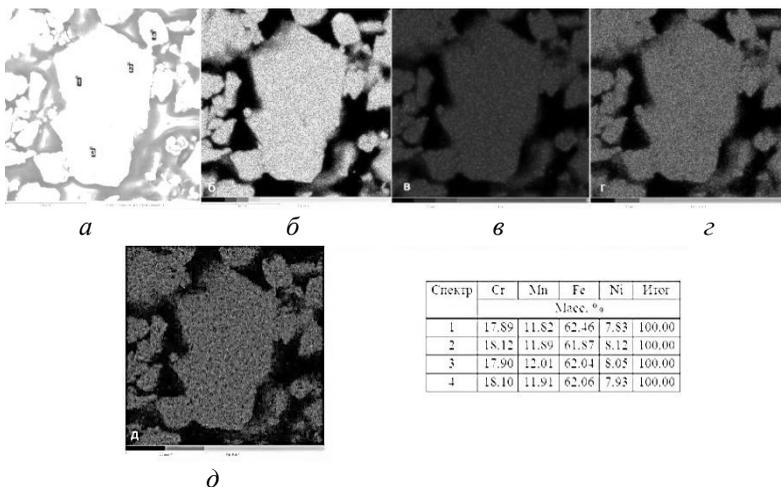


Рис. 2. Распределение компонентов в объеме частицы порошка Fe-18Cr-8Ni-12Mn после 3,5 часов механохимического синтеза:

а) – общий вид исследуемого участка; б) Fe; в) Cr; г) Mn;  
 д) Ni и результаты точечного химического анализа

*Работа проводилась в ходе выполнения научно-исследовательской работы в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности (контракт № 11.2027.2014/К).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Механохимический синтез высоколегированных порошковых сплавов системы Fe-Cr-Ni-Mn-N / Е.Л. Гюлиханданов, А.А. Попович, Н.Г. Разумов, А.О. Силин // Перспективные материалы. – 2011. – № 13. – С. 742–745.
2. Mechanochemical synthesis of high alloyed powder alloys of the Fe-Cr-Ni-Mn-N system / A.A. Popovich, N.G. Razumov, A.O. Silin, E.L. Gulikhandanov, I.V. Anoshkin, A.G. Nasibulin, E.I. Kauppinen // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2013. – Vol. 54, N 6. – P. 508–512.
3. *Болдырев В.В.* Механохимия и механическая активация твердых веществ // Успехи химии. – 2006. – Т. 75, № 3. – С. 203–216.
4. *Бутягин П.Ю.* Проблемы и перспективы механохимии // Успехи химии. – 1994. – Т. 63, № 12. – С. 1031–1043.

## ВНЕВАКУУМНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА ПОРОШКОВ ТАНТАЛА И НИОБИЯ НА ТИТАН МАРКИ ВТ1-0

**А.А. Руктуев, И.А. Батаев, П.Н. Комаров**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, Alex47@211.ru*

В работе приведены результаты исследований структуры покрытий, сформированных наплавкой порошков тантала и ниобия на поверхность пластин из титана ВТ1-0. В результате обработки на поверхности материала сформировался переплавленный слой толщиной ~ 2 мм, содержащий легирующие элементы. В наплавленных покрытиях отсутствуют микропоры и трещины. В покрытиях наблюдается дендритная ликвация легирующих элементов, однако на микроуровне структура имеет мелкодисперсное пластинчатое строение. Методом РФА установлено существование  $\alpha'$ ,  $\alpha''$  и  $\beta$  фаз. Формирование такой структуры объясняется высокой скоростью кристаллизации расплава.

In this study results of the structural investigations of coatings fabricated by non-vacuum electron beam cladding of Ti and Nb on cp-titanium substrates are presented. Electron beam treatment resulted in the formation of 2-millimetre-thick remelted layer containing alloying elements. There was not detected any microvoids and cracks in coatings. Dendritic segregation

tion of alloying elements was observed in the clad layers; however, microstructure was represented by fine lamellar crystals. X-ray diffraction analysis revealed the presence of  $\alpha'$ -,  $\alpha''$ - and  $\beta$ -phases. Formation of aforementioned structure was induced by a high crystallization speed of melt.

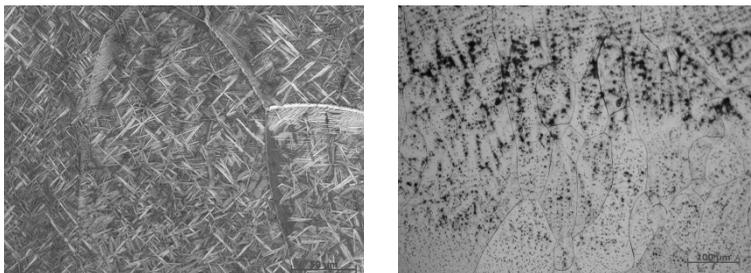
Титан и сплавы на его основе сочетают в себе высокую удельную прочность, пластичность и коррозионную стойкость, благодаря чему они находят широкое применение в таких областях промышленности, как ракетостроение, судостроение, авиастроение, химическое машиностроение, энергетика. В работах [1–3] отмечается перспективность применения сплавов на основе титана, легированного танталом и ниобием в качестве коррозионностойких материалов. Однако использование таких сплавов ограничивается высокой стоимостью тантала и трудоемкостью их изготовления. В работах [4–5] показано, что одним из способов решения данной проблемы является формирование поверхностных экономнолегированных танталом и ниобием слоев при помощи технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки, разработанной в Институте ядерной физики им Г.И. Будкера СО РАН.

В работе [3] показано, что большое влияние на уровень коррозионной стойкости материала оказывает структура сплава. По этой причине важной задачей является детальное исследование структуры, формируемой при наплавке легированного слоя.

Целью данной работы являлось подробное изучение особенностей структуры, формируемой при наплавке порошковых смесей титан-тантал-ниобий на титан ВТ1-0 по технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки. Для сравнения в работе было использовано две смеси с различными концентрациями тантала и ниобия.

По результатам микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в поверхностных слоях исследуемых образцов после наплавки смесей различного состава содержится 15 % тантала и 5 % ниобия, а также 34 % тантала и 12 % ниобия соответственно. Металлографические исследования показали, что в образце с меньшим содержанием легирующих элементов по всему сечению наплавленного слоя сформировалась мелкодисперсная пластинчатая структура (рисунок, *a*). Также отчетливо видны границы зерен  $\beta$ -фазы, сформированных в результате первичной кристаллизации. В образце, содержащем 34 % тантала и 12 % ниобия, при небольших увеличениях отчетливо видна дендритная структура, что свидетельствует о неравномерности распределения

легирующих элементов по сечению материала. При больших увеличениях были выявлены границы зерен  $\beta$ -фазы (рисунок, б).



*а*

*б*

Структура наплавленного слоя:

*а*) 15 % Ta и 5 % Nb; *б*) 34 % Ta и 12 % Nb

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что в образце, содержащем 15 % тантала и 5 % ниобия, формируется трехфазная структура, состоящая из  $\alpha'$ -,  $\alpha''$ - и  $\beta$ -фаз. Толщина мартенситных пластин  $\alpha$ -фаз составляет 100...500 нм,  $\beta$ -фазы – 50...100 нм. В образце, содержащем 34 % тантала и 12 % ниобия, также были обнаружены  $\alpha'$ -,  $\alpha''$ - и  $\beta$ -фазы. Исследование тонкой структуры данного покрытия показало, что в процессе наплавки в нем была сформирована характерная мартенситная структура; при этом максимальная толщина выявленных структурных элементов составила 200 нм.

На основе проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1) технология вневакуумной электронно-лучевой наплавки является высокоэффективным способом формирования легированных танталом и ниобием слоев на поверхностях титановых заготовок;

2) в результате высоких скоростей нагрева и охлаждения материала распределение легирующих элементов неоднородно. Кроме того, кратковременность процесса способствует подавлению диффузионного  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения, что приводит к формированию мартенситных  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -фаз;

3) при увеличении степени легирования размер структурных составляющих уменьшился.

## ЛИТЕРАТУРА

1. High corrosion resistant Ti – 5% Ta – 1,8 % Nb alloy for fuel reprocessing application / K. Kapoor, K. Vivekanand, T. Gopalkrishna, T. Saneal, P.K. De // *Journal of Nuclear Materials*. – 2003. – Vol. 322, iss. 1. – P. 36–44.
2. Influence of oxygen ion irradiation on the corrosion aspects of Ti – 5 % Ta – 2 % Nb alloy and oxide coated titanium / S. Ningshen, U. Kamachi Mudali, P. Mukherjee, A. Sarkar, P. Barat, N. Padhy, B. Raj, S. Ningshen // *Corrosion Science*. – 2008. – Vol. 50, iss. 8. – P. 2124–2134.
3. Effect of heat treatment on the corrosion behavior of Ti–5Ta–1.8Nb alloy in boiling concentrated nitric acid / A. Ravi Shankar, R.K. Dayal, R. Balasubramaniam, V.R. Raju, R. Mythili, S. Saroja, M. Vijayalakshmi, V.S. Raghunathan // *Journal of Nuclear Materials*. – 2008. – Vol. 372, iss. 2–3. – P. 277–284.
4. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum / M.G. Golkovski, I.A. Bataev, A.A. Bataev, A.A. Ruktuev, T.V. Zhuravina, N.K. Kuksanov, R.A. Salimov, V.A. Bataev // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 578. – P. 310–317.
5. Многослойная электронно-лучевая наплавка танталсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана VT1-0 / М.Г. Голковский, В.В. Самойленко, А.И. Попелюх, А.А. Руктуев, Н.В. Плотникова, Н.С. Белоусова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2013. – № 4 (61). – С. 43–48.

## ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ Ti-Ta-Zr ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА VT1-0

**В.В. Самойленко, О.Г. Ленивцева, И.А. Поляков**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, samoylenko.vitaliy@mail.ru*

В работе проводились исследования покрытий, полученных наплавкой тантал-циркониевой порошковой смеси на поверхности заготовок из технически чистого титана VT1-0 за один, два и три прохода электронного луча. В покрытиях отсутствовали такие виды дефектов, как трещины и поры. Структура покрытий была представлена преимущественно дендритными кристаллами. Максимальное значение микротвердости достигается в трехслойном покрытии и составляет 6000 МПа, в то время как для однослойного покрытия значение является минимальным и составляет 4500 МПа.

In this study Ti-Ta-Zr coatings obtained on VT1-0 titanium substrates by non-vacuum electron beam cladding in one, two and three passes were investigated. Such defects as cracks and voids were not observed in coatings. Structure of clad layers consisted predominantly of dendrites. The

maximum microhardness (6000 MPa) was reached in the three-layered coating while microhardness of the one-layered coating had the minimum value equal to 4500 MPa.

В последнее время титан и его сплавы все более широко используются в промышленности. Это обусловлено его повышенными механическими характеристиками и стойкостью к большинству агрессивных сред и растворов. Однако титан подвержен интенсивной коррозии в кипящих кислотах. Для увеличения стойкости титана к воздействию агрессивных сред прибегают к легированию его такими элементами, как тантал, ниобий, цирконий [1]. При этом коррозионная стойкость сплава возрастает, а в случае легирования танталом достигает стойкости технически чистого компонента [2]. Тем не менее создание крупногабаритных заготовок из титановых сплавов, легированных танталом, является технологически трудной задачей. Другой проблемой является высокая плотность тантала и его дороговизна.

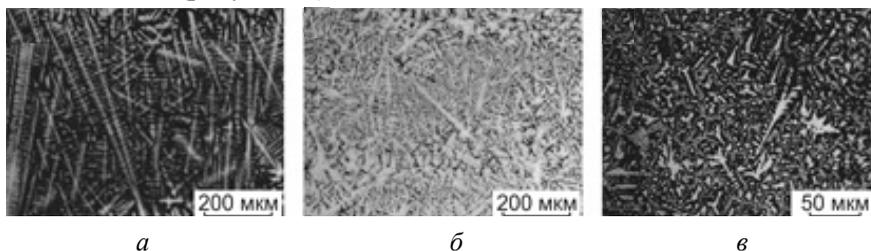
Одним из решений указанных проблем является получение танталосодержащих покрытий на поверхностях титановых заготовок, обеспечивающих экономию дорогостоящего тантала и повышенную коррозионную стойкость титана. Среди большого количества методов нанесения покрытий особое место занимает вневакуумная электронно-лучевая наплавка. Она выгодно отличается от традиционной электронно-лучевой обработки отсутствием вакуумной камеры; электронный луч в этом случае выводится непосредственно в воздушную атмосферу. Авторами работ [3, 4] указывалась возможность формирования покрытий системы Ti-Ta электронным лучом на поверхности технически чистого титана VT1-0. При этом в случае однослойной наплавки максимальная концентрация тантала в наплавленном слое составляла 22,4 % (вес.) [3]. В случае наплавки многослойных покрытий аналогичного состава максимальная концентрация тантала достигалась в четырехслойном покрытии – 37 % (вес.) [4]. Следует отметить, что легирующая порошковая смесь содержала порошок титана, который выступал на начальных стадиях плавления в качестве смачивающей компоненты. Однако температуры кипения титана и плавления тантала близки, что может привести к испарению смачивавшей компоненты в процессе электронно-лучевой обработки. В таком случае для смачивания рационально использовать металл, обладающий более высокой температурой плавления и схожими с титаном свойствами.

В работе проводились исследования многослойных покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой тантал-циркониевой порошковой смеси на поверхность технически чистого титана VT1-0. Элек-

тронно-лучевая обработка проводилась в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН на промышленном ускорителе ЭЛВ-6. Отличительной особенностью ускорителей данной серии является то, что пучок электронов выводится в воздушную атмосферу.

Непосредственно перед обработкой на поверхности титановых заготовок размером  $100 \times 50 \times 12$  мм наносилась смесь легирующих порошков и флюса: 52,5 % (вес.) Ta; 20 % (вес.) Zr; 20,63 % (вес.)  $\text{CaF}_2$ ; 6,87 % (вес.) LiF. Затем заготовка устанавливалась на подвижный стол и поступательно перемещалась относительно сканирующего электронного луча со скоростью 10 мм/с. После обработки с поверхности наплавленного слоя удалялась шлаковая корка, наносился слой порошковой смеси, и процесс повторялся. В ходе эксперимента были получены образцы за один, два и три прохода электронного луча.

Структурные исследования показали, что многослойные покрытия имеют градиентное строение. Микроструктура однослойного покрытия и слоя, сформированного за первый проход электронного луча многослойных покрытий, имеет дендритное строение (рисунок, а). На фоне этих покрытий при травлении выявляется структура игольчатого типа. Дендриты растут от поверхности к основанию покрытия. Структура слоя, полученного за второй проход, представлена дендритами, растущими в произвольном направлении (рисунок, б). Строение слоя, сформированного за третий проход, имеет схожее со вторым слоем строение, однако дисперсность структурных составляющих в нем увеличивается (рисунок, в).



Металлография покрытий:

а – однослойное покрытие; б – второй слой двухслойного покрытия; в – третий слой трехслойного покрытия

Для определения уровня механических характеристик проводились дюротметрические испытания. Максимальное значение микротвердости достигается в слое, полученном за третий проход электронного луча, и составляет 6000 МПа. Микротвердость однослойного покрытия оказалась минимальной по сравнению с покрытиями, полученными за два и

три прохода, и составила 4500 МПа. Значение микротвердости титановой основы было равно 1700 МПа.

На основе проведенных исследований можно сделать вывод, что вневакуумная электронно-лучевая обработка является перспективным методом создания высококачественных многослойных покрытий системы Ti-Ta-Zr. Структурные исследования показали, что покрытия имеют преимущественно дендритное строение. С увеличением количества проходов электронного луча увеличивается уровень микротвердости поверхностного слоя с 4500 МПа до 6000 МПа.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Raj B., Mudali U.K.* Materials development and corrosion problems in nuclear fuel reprocessing plants // Progress in Nuclear Energy. – 2006. – Vol. 48, iss. 4. – P. 283–313.

2. *De Souza K.A., Robin A.* Influence of concentration and temperature on the corrosion behavior of titanium, titanium-20 and 40 % tantalum alloys and tantalum in sulfuric acid solution // Materials Chemistry and Physics. – 2007. – Vol. 103, iss. 2–3. – P. 351–360.

3. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum / M.G. Golkovski, I.A. Bataev, A.A. Bataev, A.A. Ruktuev, T.V. Zhuravina, N.K. Kuksanov, R.A. Salimov, V.A. Bataev // Materials Science and Engineering A. – 2013. – Vol. 578. – P. 310–317.

4. Многослойная электронно-лучевая наплавка танталсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана ВТ1-0 / М.Г. Голковский, В.В. Самойленко, А.И. Попелюх, А.А. Руктуев, Н.В. Плотникова, Н.С. Белоусова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4 (61). – С. 43–48.

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 34ХН1М

**М.К. Скаков, Э.Г. Батырбеков, Л.А. Ерыгина**

*Национальный ядерный центр Республики Казахстан,  
г. Курчатов, Республика Казахстан, yerygina@nnc.kz*

Работа посвящена исследованию микроструктуры и микротвердости конструкционной стали 34ХН1М после электролитно-плазменного азотирования в режиме катодного нагрева. Технология электролитно-плазменного упрочнения обеспечивает надежное качество и требуемые механические свойства изделий, часто подвергающихся износу и температурно-силовым воздействиям.

Present work is devoted to research microstructure and microhardness of structural steel 34CrNi1Mo after electrolytic-plasma nitriding in a cathode heating mode. Technology of electrolyte-plasma hardening provides reliable quality and the required mechanical properties of the products which are often subjected to wear and temperature-force actions.

Большое количество узлов и ответственных деталей современных механизмов эксплуатируется в условиях повышенного изнашивания, циклической нагрузки и коррозии. Применение поверхностного упрочнения стальных деталей является оптимальным и надежным методом повышения твердости, износостойкости и сопротивления коррозии изделия в целом.

Для поверхностного упрочнения стальных деталей применяют различные виды химико-термической обработки. Наиболее перспективным, экологичным и экономичным способом является скоростная химико-термическая обработка поверхностного слоя детали электролитной плазмой [1].

Цель настоящей работы – применение электролитно-плазменного азотирования для получения модифицированного поверхностного слоя стали 34ХН1М с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

В качестве материала исследования использовались образцы конструкционной стали 34ХН1М размером  $30 \times 30 \times 7$  мм. Химический состав стали 34ХН1М (0,34 % С; 1,34 % Cr; 0,67 % Mn; 0,36 % Si; 1,62 % Ni; 0,24 % Mo; 0,028 % P; 0,033 % S; остальное Fe) соответствовал ТУ 24-1-12-179-75. Сталь 34ХН1М предназначена для изготовления валов, шестерней, фланцев, валов-шестерней, лопаток турбинных двигателей и других особо ответственных высоконагруженных деталей машиностроения. Зарубежные аналоги стали 34ХН1М: 4210 (Швеция), 34CrNiMo6 (Германия).

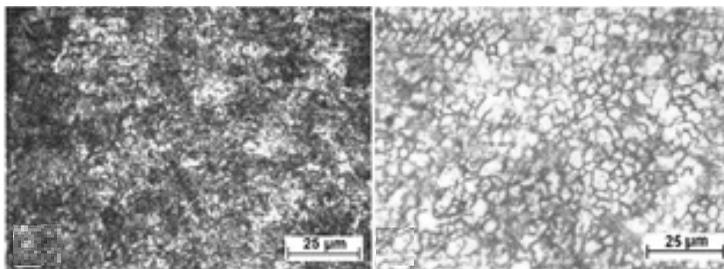
В предлагаемой технологии электролитно-плазменной обработки использовалась установка, описанная в [2]. Азотирование проводили в водном растворе карбамида ( $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$ ) и карбоната натрия ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ). Нагрев плазмой до температуры обработки проводили при напряжении 320 В и плотности тока  $3,3 \text{ А/см}^2$ , насыщение поверхности детали азотом проводили в течение 3–7 мин при напряжении 170 В, плотности тока  $2,2 \text{ А/см}^2$ , температуре 650...750 °С [3].

На рисунке приведен фрагмент микроструктуры образцов стали 34ХН1М до и после электролитно-плазменного азотирования. Структурные исследования проводили в НИИ нанотехнологий и новых материалов ВКГТУ им. Д. Серикбаева с использованием оптического микроскопа Altami-MET-1М.

Металлографические исследования образцов конструкционной стали 34ХН1М (рисунок, *а*) в исходном состоянии показали, что поверхность состоит из ферритно-перлитной структуры. Зерна перлита и феррита располагаются друг относительно друга случайным образом [4].

Микроструктура модифицированной поверхности стали 34ХН1М после электролитно-плазменного азотирования (рисунок, *б*) представлена нетравящимся слоем, насыщенным азотом.

Механические испытания на микротвердость были проведены на установке ПМТ-3М по ГОСТ 9450-76. Исходная микротвердость имеет значение 262 HV (2622 МПа). После электролитно-плазменного азотирования микротвердость повысилась до 6103 МПа. После азотирования увеличение микротвердости вызвано, прежде всего, появлением нитридов железа.



*а*

*б*

Фрагменты микроструктуры образцов стали 34ХН1М:

*а* – исходное состояние; *б* – после электролитно-плазменного азотирования при температуре 700 °С в течение 5 мин

Трибомеханические исследования были проведены на высокотемпературном трибометре ГНТ по методу «шар – диск» в Центре коллективного пользования НИИ ТПУ (г. Томск, Россия).

После электролитно-плазменного азотирования уменьшается как адгезионный, так и абразивный износ. Скорость износа в исходном состоянии равна  $14,1 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$ , а после электролитно-плазменной обработки  $9,1 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$ .

## Выводы

В результате проведенных исследований со сталью 34ХН1М был получен модифицированный слой с повышенной микротвердостью.

Триботехнические испытания выявили улучшение эксплуатационных характеристик обработанных деталей.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / И.В. Суминов, П.Н. Белкин, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людин, Б.Л. Крит, А.М. Борисов. – М.: Техносфера, 2011. – 464 с.
2. Установка электролитно-плазменной обработки: патент на полезную модель Республики Казахстан: МПК<sup>8</sup> С 25 F 7/00 / М.К. Скаков, А.А. Веригин, А.В. Фурсов, С.В. Парунин, Е.Е. Сапатаев, Ш.Р. Курбанбеков; заявитель ВКГТУ им. Д. Серикбаева. – № 878; заявл. 31.01.2012; опубл. 15.11.12, Бюл. № 11.
3. Скаков М.К., Ерыгина Л.А. Модификация поверхностного слоя конструкционной стали электролитно-плазменным методом // Технологии упрочнения, нанесения покрытий, и ремонта: теория и практика: материалы 16 международного науч.-практ. конф., 15–18 апр. 2014 г. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2014. – Ч. 2. – С. 149–154.
4. Skakov M., Yerygina L., Scheffler M. Phase composition and microhardness of surface layers 34CrNi1Mo steel after electrolytic-plasma processing // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 446–447. – P. 142–145.

## ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

**А.В. Собачкин, А.А. Ситников, А.П. Свиридов**

*Алтайский государственный технический университет  
им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, anicpt@rambler.ru*

Работа посвящена актуальной теме повышения износостойкости рабочих органов почвообрабатывающих машин. Установлено, что введение в наплавленный слой карбидов металлов с помощью порошковых электродов из СВС-материалов повышает износостойкость наплавленного слоя, что позволит значительно увеличить срок службы рабочих органов почвообрабатывающей техники.

The work devoted to the actual topic of increasing wear resistance of working bodies of agricultural machines. Found that the introduction in overlay carbides of metals by using powder electrodes of SHS-materials increases the wear resistance of the deposited layer, which will increase the life of the working bodies agricultural machines.

Решение задач повышения эксплуатационных показателей и увеличения срока службы деталей почвообрабатывающих машин является актуальным. Одним из наиболее эффективных методов упрочнения поверхности является наплавка с использованием высококонцентриро-

ванных источников энергии, например электрической дуги. Известно, что оптимальной для износостойкого материала является структура равномерно распределенных в металлической матрице высокотвердых частиц заданной дисперсности [1].

Наиболее перспективными компонентами структуры указанного материала являются карбид титана (TiC), характеризующийся высокими значениями твердости, и жаростойкие никелевые сплавы в качестве металлического связующего карбидных частиц.

Однако основной проблемой, возникающей при введении упрочняющих частиц в металлическую матрицу, является их неравномерное распределение в металлической связке. Прогрессивным способом получения композитов с равномерным содержанием частиц упрочняющей фазы в матрице является механически активируемый самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [2–4].

Целью настоящей работы является оценка износостойкости изделий после электродуговой наплавки порошковым электродом из СВС-механокомпозитов.

### **Объекты и методы исследования**

Износостойкость рабочих органов оценивалась по степени весового износа образцов из стали 45 с покрытием, наплавленным порошковым электродом. В качестве сердечника порошкового электрода использовался СВС-механокомпозит состава TiC + X % NiCr, полученный по технологии механически активируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Испытания по определению весового износа проводились на машине трения. Для выбора параметров испытаний опирались на ГОСТ 17367–71 «Металлы. Метод испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы».

### **Результаты и их обсуждение**

По результатам определения микротвердости образцов, наплавленных порошковым электродом из СВС-материалов, установлена зависимость показателей твердости от процентного содержания матрицы в композите [5]. Так, образцы, наплавленные электродом с 70 %-м содержанием NiCr, обладают наибольшей твердостью (порядка 1100 HV) по сравнению с образцами, которые были наплавлены электродом с 90 %-м содержанием матрицы (800 HV).

Проведение оптической и растровой электронной микроскопии поперечных и продольных срезов образцов с наплавленным покрытием

показало относительно равномерное распределение упрочняющей фазы по объему наплавки [6]. Подобная структура покрытия может привести к существенному увеличению показателей износостойкости рабочих органов почвообрабатывающих машин.

Результаты исследования износостойкости образцов с покрытием по величине весового износа представлены в таблице.

В результате установлено, что наплавленные покрытия из порошков СВС-механокомпозитов состава TiC + X % NiCr с 90 %-м содержанием металла матрицы имеют меньшую сопротивляемость изнашиванию, что можно объяснить более высоким содержанием металла матрицы. При снижении степени содержания в композите металла матрицы повышается интенсивность перехода карбидообразующих элементов из порошков СВС-механокомпозитов в наплавленный металл, что обеспечивает повышение износостойкости и твердости покрытия. При этом структура наплавленного металла при комплексном способе легирования готовым соединением карбида титана обеспечивает высокую износостойкость и твердость сплава по сравнению с раздельным способом введения карбида титана.

#### Результаты испытаний

№	Степень содержания в СВС-композите металла матрицы, % масс.			Сравнительное испытание
	90	80	70	
	Весовой износ, г			
1	0,0487	0,0523	0,0372	0,2581
2	0,0391	0,0341	0,0259	0,2422
3	0,0471	0,0382	0,0228	0,2329
4	0,0464	0,0302	0,0132	0,2174
5	0,0352	0,0273	0,0155	0,2283
6	0,0487	0,0523	0,0372	0,2581

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Собачкин А.В., Попова А.А., Назаров И.В. Структура и свойства газодетонационных покрытий различного функционального назначения на основе порошков слоистых механокомпозитов с металлической и интерметаллидной матрицей // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 6 (102). – С. 16–22.

2. Динамическая дифрактометрия фазовых превращений при высокотемпературном синтезе в порошковых механоактивированных системах в условиях объемного воспламенения / А.А. Попова, А.В. Собачкин, И.В. Назаров, В.И. Яковлев, М.В. Логинова, А.А. Ситников, М.Р. Шарафутдинов, Н.З. Ляхов // Известия РАН. Серия физическая. 2013. – Т. 77, № 2. – С. 140–143.

3. *Yakovlev V.I., Sobachkin A.V., Sitnikov A.A.* Application of self-propagating high-temperature synthesis and mechanoactivating treatment for producing multi-component composite alloying materials // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 173–177.

4. *Собачкин А.В., Яковлев В.И., Ситников А.А.* Применение методов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механоактивационной обработки для создания новых наплавочных материалов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – № 9. – С. 17–22.

5. Покрyтия из механоактивированных СВС-материалов для рабочих органов сельскохозяйственных машин, наплавленные ручным дуговым способом / А.А. Ситников, В.И. Яковлев, А.В. Собачкин, М.Н. Сейдуров, М.Е. Татаркин // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1/1. – С. 273–277.

6. Морфология покрытий из многокомпонентных, предварительно механоактивированных порошков СВС-композитов / А.В. Собачкин, И.В. Назаров, В.И. Яковлев, А.А. Ситников, П.С. Ярцев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 3 (56). – С. 141–144.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО РЕМОНТА ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ**

**А.В. Сотов, В.Г. Смелов, Е.А. Носова**

*Самарский государственный аэрокосмический  
университет, г. Самара, SotovAnton@yandex.ru*

В данной статье рассмотрена лазерная наплавка торца пера лопатки с использованием присадочной проволоки на импульсной лазерной установке, проведено металлографическое исследование наплавляемой поверхности и измерение микротвердости по сечению наплавки. Разработана и апробирована технология восстановления торцевой поверхности пера лопатки ГТД.

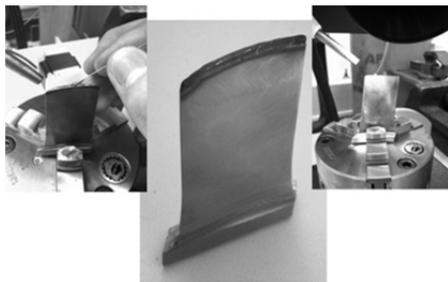
In this article we described impulse laser build-up welding upper of end blade using filler wire, conducted a metallographic investigation of the surface and measured microhardness by section surface. The technology of a jet engine shovel feather surface restoration is developed and approved.

Метод лазерной наплавки с подачей присадочной проволоки вручную позволяет снизить объем выполнения механической обработки лопаток после наплавки, так как припуски на последующую механическую обработку не превышают 100 мкм и практически находятся в геометрическом поле допуска после наплавки. Зоны термического влияния находятся на уровне сотни микрон, а наплавленный слой имеет мелкозернистую структуру [1].

Для проведения процесса восстановления поверхности была рассмотрена наплавка торца пера лопаток с использованием импульсной лазерной установки. Восстановление поверхности торца осуществляли с использованием присадочной проволоки в среде защитного газа – аргона. Диаметр наплавляемой проволоки 0,4 мм, материал проволоки подобран по материалу лопатки. Работу проводили на импульсной лазерной установке. Установка включает в себя импульсный твердотельный лазер на YAG:Nd с длиной волны излучения 1,06 мкм, длительность импульса излучения от 0,2 до 20 мс, частота следования импульсов излучения от 1 до 20 Гц, диаметр сфокусированного пучка от 0,25 до 2 мм.

Наплавка осуществлялась послойно. Первый и второй слои наплавились с одинаковыми напряжениями на накопителе, одинаковой длительностью лазерного излучения и одинаковыми диаметрами пятна. Третий и четвертый слой – с изменением длительности импульса на большее значение. Результат наплавки представлен на рис. 1.

Для дальнейших исследований из лопатки был изготовлен поперечный микрошлиф, полученный электроэрозионной обработкой.



*Рис. 1. Наплавка торца пера лопатки*

Для исследования микроструктуры полученного наплавленного соединения был использован микроскоп металлографический МЕТАМ ЛВ-32. Для более детального изучения микроструктуры наплавленного соединения проведено травление поверхности шлифа [2–4].

После травления шлифа выявлен наплавленный слой металла на торце лопатки. Анализ микроструктуры показал, что зона наплавки однородна, без явных трещин и пор, многослойность наплавки не просматривается. На участке сплавления с основным материалом дефектов не обнаружено. В поверхности наплавки трещины и непроплавы не выявлены.

Для установления влияния наплавки на свойства восстановленного слоя проведен замер микротвердости по глубине: на участке сплавления с основным материалом и на участке основного материала лопатки. Для этого использован микротвердомер ПМТ-3 с нагрузкой 50 г. На рис. 2 представлен вид лопатки с указанием значений микротвердости. Результаты значений сведены в таблицу.



Рис. 2. Вид лопатки с указанием значений микротвердости

### Значения микротвердости на поверхности шлифа лопатки

Поверхность замера	Микротвердость, кгс/мм <sup>2</sup>
Зона наплавки	143±6
Переходная зона	192±15
Основной материал	118±3

Анализ полученных результатов показал, что микротвердость наплавленного слоя в среднем на 20 % выше микротвердости основного металла. Переходная зона имеет значения микротвердости выше на 50–60 % по сравнению со сплавом основы, что может быть связано с протеканием процессов закалки и старения в этой области и выделением в ней дисперсных фаз на основе интерметаллидов [3].

## Выводы

1. Проведена лазерная наплавка жаропрочного сплава турбинной лопатки на лазерной импульсной установке HTS-300M фирмы ОКБ «Булат». Наплавка лопатки производилась по торцу пера.

2. Наплавленный металл трещин, неспавлений и других дефектов не имеет. Зона наплавки однородна, многослойность отсутствует.

3. В наплавленном слое формируется мелкодисперсная структура, обеспечивающая повышенную износостойкость поверхностного наплавленного слоя с уровнем микротвердости выше микротвердости материала лопаток.

Исходя из проведенных исследований, можно сделать вывод, что лазерная импульсная наплавка лопаток газотурбинных двигателей решает проблему восстановления геометрических размеров лопаток и требует дальнейших исследований в этой области. По результатам исследования была разработана и апробирована технология восстановления торцевой поверхности пера лопатки ГТД.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 665 с.

2. Ларкин В.А. Влияние пластической деформации на структуру и свойства заготовок дисков из порошкового жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП // Технология металлов. – 2011. – № 9. – С. 33–35.

3. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой // Материаловедение. – 1997. – № 4. – С. 32–39.

4. Roman J.M., Kechemair D., Ricaud J.P. CO<sub>2</sub> laser welding of very large thickness materials with wire filler // Welding International. – 1994. – Vol. 8, iss. 5. – P. 376–379.

## **Подсекция 3. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ**

### **ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ**

**А.Н. Аникеев, И.В. Чуманов**

*филиал Южно-Уральского государственного университета  
(национального исследовательского университета)  
в г. Златоусте, anikeev-ml@mail.ru*

В современном мире все более возрастает потребность в материалах, способных сочетать, казалось бы, несочетаемые свойства, такие как высокая твердость и пластичность. Такими материалами, сочетающими в себе «взаимоисключающие» свойства, являются градиентные материалы. Одним из методов получения градиентных материалов с уникальным комплексом свойств является метод введения дисперсных частиц в металлический расплав. В рукописи предложен способ получения градиентных материалов, предназначенных для использования в машиностроении, обеспечивающий контролируемое распределение частиц, что позволяет получать задаваемые свойства в различных объемах заготовок. Приводится методология получения градиентных материалов, ход экспериментов, а также результаты исследований структуры, свойств полученных дисперсно-упрочненных металлических материалов.

In modern world there is a growing need for materials that can combine seemingly incongruous properties such as high hardness and ductility. Such materials, combining the «mutually exclusive» properties are graded materials. One method of obtaining the gradient material with a unique combination of properties is a method of introducing the dispersed particles in the molten metal. The manuscript provides a method for obtaining gradient materials intended for use in mechanical engineering, which provides a controlled distribution of particles, which allows to obtain Asked properties

in varying amounts blanks. We present a methodology for obtaining gradient materials, the course of the experiments, and the results of studies of the structure, properties of the dispersion-strengthened metallic materials.

В последние годы научно-технический прогресс в различных областях машиностроения вызвал необходимость использования сталей, обладающих такими механическими свойствами, при которых они способны работать в условиях повышенного абразивного износа при высоких нагрузках. Причем повышенные механические свойства требуются только от поверхностных слоев стали, поскольку именно они подвергаются различным физическим воздействиям.

Альтернативой использованию дорогостоящих легирующих элементов и технологическим обработкам могут служить дисперсно- и дисперсионно-упрочненные стали, т. е. стали, содержащие твердые тугоплавкие мелкодисперсные частицы карбидов, оксидов, нитридов, а также твердые сплавы, так как таким образом можно прогнозируемо влиять на структуру и свойства получаемых материалов [1–5]. Однако, широкого применения такие материалы в промышленности не нашли, и основной причиной этого является ряд нерешенных проблем, самой значительной из которых является то, что вводимые частицы и упрочняемая сталь имеют различную удельную плотность, и поэтому при введении в кристаллизующийся расплав распределение вводимых частиц по объему получаемой стали неравномерно, непрогнозируемо и неуправляемо.

Для решения данной проблемы авторами исследования был разработан способ получения градиентных материалов путем введения дисперсных частиц карбидов в кристаллизующийся расплав при разливке на машине центробежного литья [6]. Количество, дисперсность, различная плотность, возможность варьировать скоростью вращения горизонтальной изложницы, а также огромное многообразие твердых тугоплавких мелкодисперсных частиц и, как следствие, многообразие физико-химических и механических свойств создают предпосылки для получения новых металлокерамических градиентных материалов.

Согласно разработанному способу авторами был произведен эксперимент по введению частиц карбидов кремния и вольфрама в различных количествах (табл.1) в сталь 20 (C 0,17...0,24 %; Si 0,17...0,37 %; Mn 0,35...0,65 %; S ≤ 0,040 %; P ≤ 0,035) при разливке на машине центробежного литья. Полученные цилиндрические заготовки из градиентного материала были порезаны и исследованы на изменение макро- и микроструктуры и механических свойств.

Исследование микроструктуры показало, что с увеличением количества вводимых дисперсных частиц происходит диспергирование структуры заготовок: в заготовках без дисперсных частиц карбидов размер дендритных ячеек колеблется от 156 мкм (во внутренних поверхностных слоях) до 48 мкм (во внешних поверхностных слоях), в то время как в заготовках с максимальным содержанием дисперсных частиц размер дендритных ячеек колеблется от 25,5 мкм (во внутренних поверхностных слоях) до 15,5 мкм (во внешних поверхностных слоях).

Исследование распределения вводимых частиц по сечению экспериментального материала показало, что концентрация введенных дисперсных частиц неодинакова в различных слоях различных заготовок: наибольшая концентрация дисперсных частиц наблюдается в заготовке с максимальными количествами частиц № 8 (5,1 шт/мкм<sup>2</sup> на внешней стороне; 3,5 шт/мкм<sup>2</sup> в середине и 2,8 шт/мкм<sup>2</sup> на внутренней стороне) и № 7 (5,1 шт/мкм<sup>2</sup> на внешней стороне; 2,6 шт/мкм<sup>2</sup> в середине и 0,5 шт/мкм<sup>2</sup> на внутренней стороне). Остальные заготовки содержат карбиды вольфрама только на внешней стороне: № 6 – 2,8 шт/мкм<sup>2</sup>, № 4 – 2,5 шт/мкм<sup>2</sup>; № 3 – 0,6 шт/мкм<sup>2</sup>; № 2 – 0,4 шт/мкм<sup>2</sup>.

Исследование механических свойств показало существенное влияние введенных карбидов в сторону увеличения свойств: предела прочности на 36...38 % (по сравнению с эталоном), ударной вязкости на 23...26 % на внешних сторонах заготовок, твердости на 30...33 %, износостойкости на 29...34 % [7].

По проделанной работе можно сделать вывод, что разработан и апробирован способ получения градиентных материалов, позволяющий существенно увеличивать механические свойства существующих металлов.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки № 11.1470.2014/К, а также поддержана РФФИ, проект № 12-08-00896.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гуревич Ю.Г. Металлургия изобретают. – М.: Металлургия, 1990. – 108 с.
2. Конструкционные материалы / под ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.
3. Скорород В.В. Порошковые материалы на основе тугоплавких металлов и соединений. – Киев: Техника, 1982. – 167 с.
4. Свистун Л.И. Карбидостали конструкционного назначения: изготовления, свойства, применение: обзор // Известия ВУЗов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2009. – № 3. – С. 41–50.

5. Чуманов В.И., Чуманов И.В., Аникеев А.Н. Получение дисперсно-упрочненных полых заготовок для роторных диспергаторов // *Металлург.* – 2011. – № 6. – С. 69–72.

6. Патент 2381087 Российская Федерация, МПК<sup>8</sup> B22D13/02. Способ формирования трубной заготовки / В.И. Чуманов, И.В. Чуманов, Д.А. Пятыгин, Р.Р. Гарифулин, О.Ю. Вершинина, А.Н. Аникеев. – № 2008128677/02; заявл. 14.07.2008.; опубл. 10.02.2010, Бюл. № 4. – 7 с.: ил.

7. Аникеев А.Н., Чуманов И.В., Чуманов В.И. Изучение влияния концентрации дисперсных частиц на величину временного сопротивления разрушению центробежно-литых стальных заготовок // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgiya.* – 2013. – Т. 13, № 1. – С. 20–23.

## **ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ЖЕЛЕЗА НА ТЕКСТУРУ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА 3104**

**Е.В. Арышенский<sup>1</sup>, М.С. Тептерев<sup>2</sup>, И.А. Латушкин<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Самарский государственный аэрокосмический  
университет имени академика С.П. Королёва, г. Самара*

<sup>2</sup>*ЗАО «Алкоа СМЗ», г. Самара, ar.evgenii@yandex.ru*

Исследование посвящено изучению влияния содержания железа на текстуру рекристаллизации и бестекстурную составляющую в горячекатаных заготовках из сплава 3104.

The paper reviews effect of Fe content on recrystallization texture and randomly oriented fraction in on hot-worked coils in 3104 alloy

Одним из самых распространенных типов пищевых контейнеров для напитков являются алюминиевые банки из сплава 3104 (Al-Mg-Mn). Однако их вытяжка – сложная технологическая операция, для успешного проведения которой необходимо выполнение ряда условий. В частности, в холоднокатаной ленте из сплава 3104 должны присутствовать твердые частицы фаз  $Al_6(Fe,Mn)$  и  $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ , необходимые для самоочистки инструмента при вытяжке питьевых банок [1]. При этом для эффективной самоочистки их размер должен лежать в пределах 2...15 мкм, а общий объем частиц составлять не менее 1,7 %. Это, в свою очередь, вызывает необходимость увеличения содержания железа и ведет не только к повышению количества крупных твердых

частиц, но и к росту числа более мелких дисперсоидов, повышая тем самым анизотропию ленты.

Такая картина объясняется тем, что дисперсоиды служат зародышами бестекстурной составляющей, способствуя ее формированию при рекристаллизации [2]. Повышение их концентрации снижает эффективность стандартного подхода, позволяющего уменьшить анизотропию в алюминиевых лентах. Данный метод основан на формировании в горячекатаной заготовке максимально острой текстуры куба [3]. При последующей холодной прокатке кубическая текстура накладывалась на текстуру деформации, и они компенсируют анизотропию друг друга. Однако активизация роста бестекстурной составляющей подавляет формирование кубической текстуры. В результате ее количества может не хватить для компенсации влияния текстуры деформации.

Для того чтобы понимать, как оптимизацией технологических режимов снизить отрицательное влияние Fe на анизотропию, необходимо установить влияние железа на текстуру рекристаллизации и бестекстурную составляющую в горячекатаных заготовках из сплава 3104.

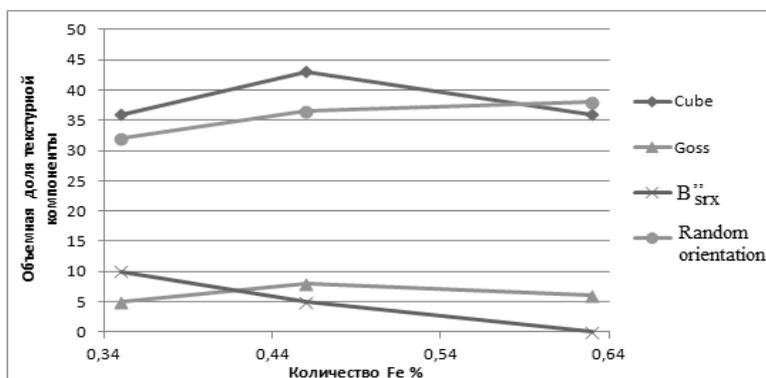
Для этого была проведена отливка опытной партии слитков сплава 3104 с различным содержанием Fe (№ 1 – 0,35 %; № 2 – 0,46 %; № 3 – 0,63 %). Все слитки прокатывались сначала в реверсивной клети, а затем в непрерывной группе стана горячей прокатки по стандартной технологии. После прокатки и медленного остывания в рулоне (значительная часть которого проходит при температуре выше порога рекристаллизации) из горячекатаных заготовок вырезались образцы, которые передавались на рентгеноструктурный анализ для определения в них основных текстурных компонентов. Текстура в виде трех неполных полюсных фигур {220}, {311} и {311} была исследована методом «на отражение» в  $Co_{K\alpha}$ -излучении. Функцию распределения ориентировок (ФРО) рассчитывали по измеряемым полюсным фигурам в программе Texhog [4]. При использовании ФРО рассчитаны основные текстурные компоненты и их объемные доли (таблица, рисунок).

#### Основные ориентировки и их объемная доля в зависимости от содержания Fe

Название основных компонент	Индексы Миллера (hkl) < uvw >	Объемная доля текстурной ориентировки		
		Fe 0,35 %	Fe 0,46 %	Fe 0,63 %
Cube	(001)<100>	36	43	36
	(015)<100>			
	(049)<100>			

Окончание таблицы

Название основных компонент	Индексы Миллера (hkl) <uvw>	Объемная доля текстурной ориентировки		
		Fe 0,35 %	Fe 0,46 %	Fe 0,63 %
Goss	(011)<100>	5	8	6
$V''_{SRX}$	(439)<-3-94>	10	5	
$S''_3$	(681)<1-21>			6
Бестектурная составляющая		32	36,5	38
Объем ориентировок, доля которых находится в пределах погрешностей расчета		12	8	10



Изменение объемной доли текстурных компонент в зависимости от содержания Fe

Как видно из представленных выше данных, по мере увеличения содержания железа предсказуемо растет количество бестектурной составляющей, этот рост является достаточно плавным. Несколько иначе ведет себя кубическая компонента: по мере увеличения содержания Fe её доля сначала растет, а затем начинает падать. Такая картина объясняется тем, что при низком содержании железа присутствует небольшая доля другой текстуры рекристаллизации  $V''_{SRX}$ , которая по мере увеличения Fe переходит в кубическую текстуру. Однако, в дальнейшем лишаясь «подпитки»  $V''_{SRX}$  и подавляемой ростом бестектурной составляющей, доля кубической текстуры вновь понижается. Объем текстуры Госса остается примерно одинаковым для любого содержания железа.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Andrianov A.V., Kandalova E.G., Aryshensky E.V.* Influence of Fe content on tool galling in ironing aluminum beverage cans // *Materials Sciences and Applications*. – 2014. – Vol. 5, N 10. – P. 719–723.

2. Three-dimensional investigation of recrystallization nucleation in a particle-containing Al alloy / Y. Zhang, D.J. Jensen, Y. Zhang, F. Lin, Z. Zhang, Q. Liu // *Scripta Materialia*. – 2012. – Vol. 67, iss. 4. – P. 320–323.

3. *Арышенский Е.В., Серебряный В.Н., Гречникова А.Ф.* Формирование текстуры в алюминиевых листах и лентах получаемых прокаткой. – М.: Теплотехник, 2013. – 87 с.

4. *Куртасов С.Ф.* Методика количественного анализа текстур прокатки материалов с кубической симметрией кристаллической решетки // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2007. – Т. 73, № 7. – С. 41–44.

## ИЗУЧЕНИЕ СВЯЗИ ТЕКСТУРНЫХ КОМПОНЕНТ С ПОКАЗАТЕЛЯМИ АНИЗОТРОПИИ И ФЕСТОНИСТОСТИ В ГОРЯЧЕКАТАНОЙ ЗАГОТОВКЕ ИЗ СПЛАВА 3104

**Е.В. Арышенский<sup>1</sup>, А.Ф. Гречникова<sup>2</sup>, В.В. Яшин<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Самарский государственный аэрокосмический университет  
им. академика С.П. Королева, г. Самара,*

<sup>2</sup>*ЗАО «Алкоа СМЗ», г. Самара, ar.evgenii@yandex.ru*

В работе рассмотрена применимость для алюминиевых сплавов в горячекатаном состоянии формул, связывающих параметры кристаллографической решетки с показателями анизотропии листа.

The paper describes the experimental verification of a previously proposed formula, establishing the relationship between the crystallographic parameters of a rolled sheet and the anisotropy index in a hot-rolled aluminum alloy.

Одной из проблем, возникающих при холодной штамповке алюминиевых листов и лент, является неравномерность по высоте кромки изделия. Причина данного явления (получившего название фестонобразования) – анизотропия механических свойств катаной заготовки. Анизотропия, возникающая в процессах обработки металлов давлением, объясняется появлением текстуры, которая в алюминиевых листах и лентах обычно состоит из нескольких компонент.

Каждая текстурная компонента вносит свой индивидуальный вклад в анизотропию, а следовательно, и в фестонообразование. В последнее время для изучения связи текстуры и фестонообразования стало использоваться конечноэлементное моделирование [1, 2]. Его применение начинается с определения весовой доли каждой текстурной компоненты в исследуемом материале. Затем проводится моделирование вытяжки листа из данного металла. При дискретизации области решения для каждого конечного элемента задаются все системы скольжения, присутствующие в материале текстурам. При последующей симуляции для каждого шага решения и в каждом элементе проверяется, какие из плоскостей скольжения были задействованы, затем подсчитывается, какой вклад внесла каждая плоскость (в зависимости от количества содержащей ее текстурной компоненты). В конце моделирования получается геометрия кромок, достаточно точно совпадающая с реальными результатами. При очевидных преимуществах главным недостатком такого подхода является достаточно громоздкий математический аппарат, который существенно повышает время расчетов.

Другой подход к изучению связи текстурных компонент и фестонообразования был разработан сотрудниками Самарского аэрокосмического университета. Он основан на функциональной взаимосвязи показателей анизотропии с ориентационными факторами текстуры и упругими постоянными кристаллической решетки. Связывающее их выражение получено в работе [3] и имеет следующий вид:

$$\mu_{i,j} = 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_k - \Delta_i}{\frac{S'_{11} - S'_{12}}{3S'} - \Delta_j}; \quad (1)$$

$$\mu_1 = 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_i + \Delta_j + 0,5\Delta_k - 0,5}{2 \frac{S'_{11} - S'_{12}}{3S'} + \Delta_i + \Delta_j - 1,5\Delta_k - 0,5}.$$

Здесь  $\Delta_i, \Delta_j, \Delta_k$  – ориентационные факторы текстуры, определяемые через индексы Миллера  $h, k, l$  [4];  $S'_{i,j}$  – компоненты тензора податливости монокристалла.

Суть метода заключается в снятии полюсных фигур и расчёте по ним основных текстурных компонент. Для каждой текстурной состав-

ляющей определяются ориентационные факторы  $\Delta_i, \Delta_j, \Delta_k$ , а через них –  $\mu_{ij}$ .

Целью исследования является изучение применимости описанного выше метода к определению анизотропии в горячекатаных заготовках в слабелегированных сплавах системы Al-Mn-Mg.

Вначале с помощью рентгеноструктурного анализа в горячекатаной заготовке из сплава 3104 определялись основные текстурные компоненты. Далее по выражениям (1) вычислялись показатели анизотропии  $\mu_{ij}$  как в целом для заготовки, так и для каждой отдельной текстурной составляющей. Для проверки расчетных формул (1) показатели анизотропии  $\mu_{ij}$  определялись также экспериментальным путем.

Результаты текстурного анализа представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Содержание основных текстурных составляющих в горячекатаной заготовке 3104**

Тип компоненты	cube	goss	S (деф)	Бестекстурная составляющая
Содержание, %	36	6	6	52

Для найденных текстурных компонент были рассчитаны  $\mu_{ij}$  (табл. 2).

Таблица 2

**Ориентационные факторы и показатели анизотропии для типичных текстурных составляющих в сплаве 3104**

Ориентировка	Ориентационные факторы			Показатели анизотропии		
	$\Delta_1$	$\Delta_2$	$\Delta_3$	$\mu_{21}$	$\mu_{12}$	$\mu_1$
{001}<100>	0	0	0	0,5	0,5	0,05
{123}<634>	0,28	0,28	0,25	0,44	0,44	0,62
{011}<100>	0	0,25	0,25	0,5	0,95	0,36

Коэффициенты анизотропии для заготовки были вычислены как сумма показателей каждой из компонент и бестекстурной составляющей с учетом объема каждой фракции. Необходимо отметить, что при рентгеноструктурном анализе было определено несколько дополнительных текстурных ориентировок, доля которых не превышала погрешности расчета, объем данных компонент отнесен к бестекстурной составляющей. В табл. 3 приведено сравнение найденных в результате эксперимента и путем расчета показателей  $\mu_{ij}$ .

**Сравнение рассчитанных и найденных опытным путем показателей  $\mu_{ij}$** 

Показатели $\mu_{ij}$	$\mu_{21}$	$\mu_{12}$	$\mu_1$
Расчетные	0,4964	0,5234	0,336
Опытные	0,47	0,51	0,26

Расхождение в  $\mu_1$  можно объяснить тем, что при рентгеноструктурном анализе доля текстуры деформации была несколько завышена. Неточность может вносить и то, что при расчете небольшие по объему текстурные компоненты рассматривались как бестекстурная составляющая.

**ЛИТЕРАТУРА**

1. Engler O., Mertens N., van Dam P. Texture-based design of a convoluted cut-edge for earing-free beverage cans // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211, iss. 7. – P. 1278–1284.
2. Texture based finite element simulation of a two-step can forming process / V. Glavas, T. Bohlke, D. Daniel, C. Leppin // Key Engineering Materials. – 2012. – Vol. 504–506. – P. 655–660.
3. Гречников Ф.В. Деформирование анизотропных материалов: резервы интенсификации. – М.: Машиностроение, 1998. – 448 с.
4. Адамеску Р.А., Гельд П.В., Митюшов Е.А. Анизотропия физических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 136 с.

**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ОСЕВОГО  
И ИЗОСТАТИЧЕСКОГО СПОСОБОВ ПРЕССОВАНИЯ  
КЕРАМИЧЕСКОГО ГРАНУЛИРОВАННОГО ПОРОШКА**

**Н.С. Белоусова, Д.А. Ануфриенко, О.А. Горяйнова**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, belousova\_ns@mail.ru*

В работе представлены результаты фрактографических исследований, измерений физических свойств и прочности на изгиб образцов, полученных одноосевым и холодным изостатическим формованием. Выявлено, что применение метода изостатического формования позволяет повысить прочность на изгиб более чем на 35 %.

In this paper we assessed the effectiveness of uniaxial and cold isostatic molding methods of ceramic molding powders. The results of measurement of flexural strength. It is revealed that the use of the method of isostatic forming, improves the flexural strength of more than 35 %.

Формование – это одна из важнейших технологических операций, обеспечивающая получение качественной керамики. Различные способы позволяют формировать образцы с разной плотностью. Поэтому, в зависимости от требований к керамическому материалу, применяются различные методы консолидации порошков [1, 2].

Целью настоящей работы является оценка эффективности осевого и холодного изостатического методов прессования пресс-порошков для получения высокоплотной структуры керамического материала.

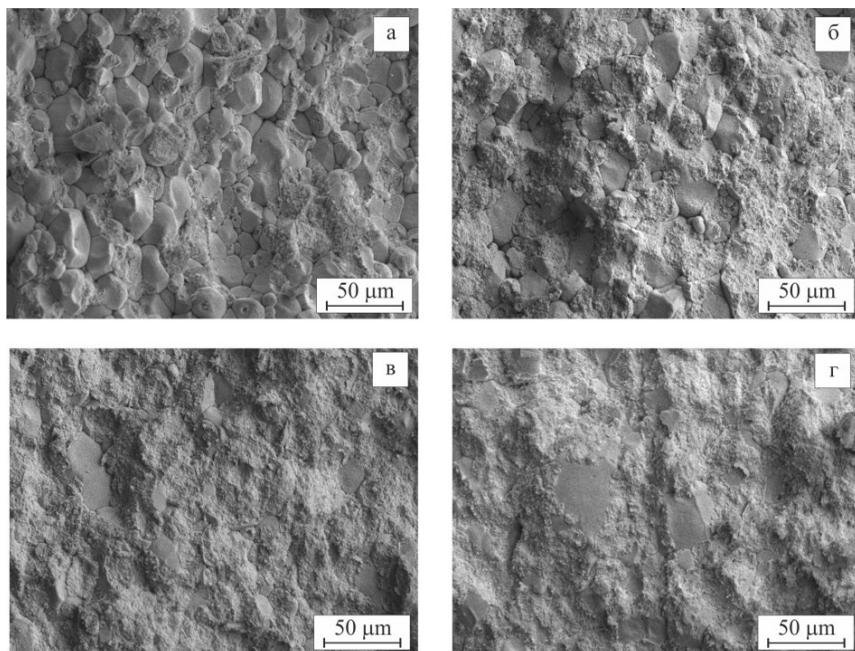
Керамические образцы изготавливали из порошка оксида алюминия. Процесс изготовления состоял из приготовления суспензии с отношением порошка к воде 40 : 60. Суспензию диспергировали УЗО в течение 30 минут. Добавляли ПВС и ПЭГ 400 в количестве 0,8 и 0,4 %. Затем гранулировали с помощью распылительного сушила. Образцы изготавливали осевым методом при давлениях 10...500 МПа и изостатическим – при давлениях 200 и 300 МПа с предварительным формованием осевым методом при давлениях 20 и 50 МПа.

Анализ эффективности изостатического прессования по сравнению с осевым прессованием производили по фрактографическим картинам и результатам измерения плотности сырых компактов и спеченных керамических материалов (таблица).

#### Сравнение свойств образцов, прессованных различными методами

Метод формования	Давление формования, МПа	Плотность прессовок, %	Плотность спеченных образцов, %	Предел прочности при изгибе, МПа
Осевое	10	47,83	86,78	180
	100	55,11	94,99	359
	150	57,46	96,25	367
	200	57,09	95,98	262
	300	57,97	95,98	278
Изостатическое	50/200	57,19	95,81	426
	50/300	57,51	92,23	422
	20/200	56,75	95,12	493
	20/300	57,09	95,26	448

На рисунке представлены изломы образцов, полученных осевым методом формования при различных давлениях. Видно, что при низких давлениях прессования гранулы деформированы незначительно. Разрушение прессовки происходит преимущественно по граням гранул. Недостаточная прочность взаимодействия между гранулами при малых усилиях формования приводит к формированию дефектов и низким прочностным характеристикам керамического материала. При давлениях формования более 100 МПа (рисунок, *в*) наблюдается значительная деформация гранул; доля излома, произошедшего по телу гранул, увеличивается. Однако, при увеличении давления формования 200 МПа и более в прессовках обнаруживаются острые сколы по диагональным плоскостям и расслоения.



*Рис. 1.* Поверхность разрушения образцов, спрессованных при давлениях:

*а)* 30 МПа; *б)* 50 МПа; *в)* 100 МПа; *г)* 150 МПа

Фрактографические исследования прессовок, полученных при давлениях формования 200...300 МПа изостатическим и осевым способом, показали, что при одном и том же давлении формования приме-

нение изостатического метода позволяет получить более плотную структуру прессовки, доля излома по телу гранул больше. При этом отсутствуют дефекты перепрессовки, обнаруженные при тех же давлениях в случае осевого формования.

Сравнение образцов, полученных при давлениях подпрессовки 20 и 50 МПа и последующем изостатическом формовании при 200...300 МПа, не показало значительной разницы между плотностью и характером разрушения образцов.

Согласно результатам механических испытаний, при осевом методе формования максимальной прочностью на изгиб обладают образцы, полученные при давлениях прессования 100...150 МПа. Избыточное давление, так же как и недостаточное усилие формования, приводит к возникновению дефектов и снижению прочностных характеристик керамического материала.

Применение изостатического формования, по сравнению с осевым, позволяет за счет создания более плотной структуры повысить прочность на изгиб алюмооксидного керамического материала более чем на 35 % (с 367 до 493 МПа).

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Carter C.B., Grant N.M.* Ceramic materials: science and engineering. – [Berlin; New York]: Springer Science & Business Media, 2013. – 799 p.
2. *Angelo P.C., Subramanian R.* Powder metallurgy: science, technology and applications. – New Delhi: PHI Learning Pvt, 2008. – 312 p.

## ВЛИЯНИЕ ФРАКЦИОННОГО СОСТАВА ГРАНУЛИРОВАННОГО ПОРОШКА НА КАЧЕСТВО СПЕЧЕННОЙ КЕРАМИКИ

**Н.С. Белоусова, Р.И. Кузьмин, Е.В. Мельникова**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, belousova\_ns@mail.ru*

В работе проведена оценка формуемости пресс-порошка с различным фракционным составом. Проанализированы различные типы дефектов, возникающих при формовании. Сформулированы рекомендации по выбору режимов формования, обеспечивающие отсутствие дефектов в прессовках и получение качественной плотной керамики.

In this paper we assess the formability molding powder with different fractional composition. Analyzed various types of defects in the molding. Formulated recommendations on the selection modes molding to ensure the absence of defects in the compacts and get quality dense ceramics.

Повышение прочностных характеристик керамики связывают с применением наноразмерных порошковых материалов [1]. За счет высокой удельной поверхности наночастиц обеспечивается активное спекание и формирование более плотной структуры материала. Однако, нанопорошки характеризуются низкой сыпучестью, уплотняемостью при статическом прессовании [2]. Для повышения технологических свойств порошковых материалов применяется их гранулирование.

В работе проведен анализ влияния фракционного состава гранул пресс-порошка на формирование плотной структуры спечённой керамики.

Для исследования были подготовлены три серии пресс-порошков различного фракционного составов (рис. 1) на основе  $Al_2O_3$  марки СТ3000SG компании Almatiss. Гранулирование суспензии проводилось с помощью распылительного сушила Mobil Minor. Полученные гранулы имеют сферическую форму и обладают плотной структурой (рис. 1, а). Перед гранулированием в суспензию добавляли поливиниловый спирт и полиэтиленгликоль в процентном отношении к весу порошка 0,8 и 0,4 % соответственно. Оценку фракционного состава пресс-порошка производили на лазерном анализаторе. Компактирование производили методом одноосного прессования при давлениях 100...130 МПа. Влажность пресс-порошка перед компактированием составляла 1,7 %. Образцы подвергались свободному спеканию при температуре 1600 °С с выдержкой при температуре спекания три часа.

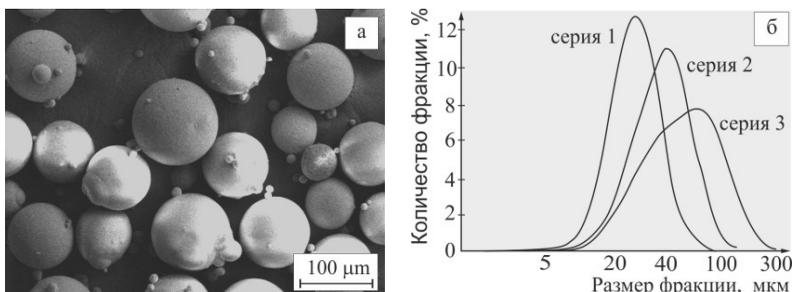


Рис. 1. Используемый пресс-порошок:

а – форма гранул серии № 3; б – фракционный состав

Фрактографический анализ показал, что в зависимости от используемого фракционного состава пресс-порошка и давления формования характер излома меняется. При давлении прессования 100 МПа разрушение образцов из гранулята № 3 происходило преимущественно по границам гранул (рис. 2, *а*). Это свидетельствует о недостаточном адгезионном взаимодействии между гранулами. Такие дефекты в прессовках приводят к формированию в спеченном керамическом материале дефектов в виде несплошностей. При использовании пресс-порошка более мелкого фракционного состава при тех же давлениях формования адгезионное взаимодействие между гранулами сильнее и доля разрушения по границам гранул меньше (рис. 2, *б*).

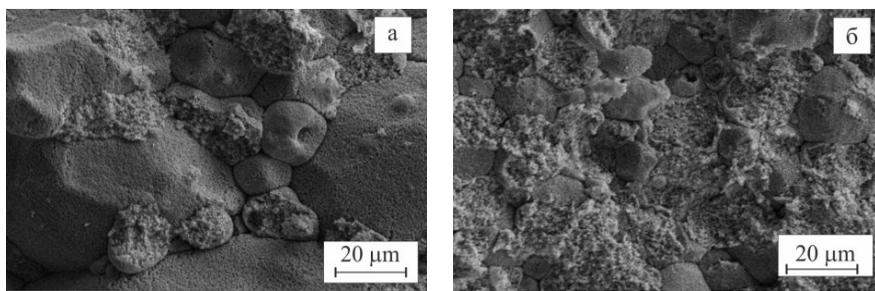


Рис. 2. Изломы прессовок, полученных при давлении 100 МПа из пресс-порошка:

*а* – серии № 1; *б* – серии № 3

Одновременно с повышением адгезионного взаимодействия между гранулами с повышением давления прессования появляются дефекты перепрессовки. При этом для пресс-порошка с более крупным фракционным составом этот дефект появляется при меньших давлениях.

Измерение физических свойств спеченных керамических образцов показало, что материал, полученный из пресс-порошка серии № 1, имеет открытую пористость и водопоглощение, близкие к нулевому значению (таблица). При этом относительная плотность этого материала меньше, чем у материалов из пресс-порошка более крупного фракционного состава. Вероятно, это связано с неравномерным уплотнением материала от поверхности к сердцевине прессовки.

Таким образом, режимы формования пресс-порошка должны определяться его фракционным составом и обеспечивать одновременно отсутствие дефекта перепрессовки компакта и прочное адгезионное взаимодействие между гранулами. При этом в большей степени на качество

и плотность спеченного керамического материала влияет не плотность сырых прессовок, а прочность адгезионного взаимодействия между гранулами. Чем крупнее фракционный состав пресс-порошка, тем при меньших давлениях возникают дефекты перепрессовки компакта и тем менее активное адгезионное взаимодействие между гранулами.

### Физические и механические свойства образцов

№ серии пресс-порошка	1		2		3	
	100	130	100	120	100	130
Давление прессования, МПа						
Плотность компакта, г/см <sup>3</sup>	2,013	2,241	2,143	2,129	2,185	2,199
Пористость открытая, %	0,01	0,01	0,10	0,05	0,13	0,08
Водопоглощение, %	0,004	0,004	0,024	0,013	0,032	0,02
Кажущаяся плотность, г/см <sup>3</sup>	3,942	3,941	3,947	3,953	3,930	3,947
Относительная плотность, %	98,8	98,8	99,2	99,3	98,7	99,2
Предел прочности при изгибе $\sigma_{\text{изгиб}}$ , МПа	372	369	365	335	335	329

*Работа выполнена на кафедре материаловедения в машиностроении в Новосибирском государственном техническом университете совместно с ХК ОАО «НЭВЗ-Союз» при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства (договор № 02.G25.31.0060 от 12.02.2013 г.)*

### ЛИТЕРАТУРА

1. Park J. Bioceramics. Properties, characterizations and applications. – [Berlin; New York]: Springer Science+Business Media, 2008. – 362 p.
2. Ноздрин А.А. Исследование динамической прессуемости наноразмерных порошков на основе оксида алюминия // Перспективные материалы. – 2007. – № 6. – С. 79–85.

# **ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ОБЪЕМОВ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**<sup>1</sup>В.Г. Буров, <sup>2</sup>З.Б. Батаева, <sup>1</sup>Е.А. Дробяз**

<sup>1</sup>*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск*

<sup>2</sup>*Новосибирская государственная академия водного транспорта,  
г. Новосибирск, v.burov@corp.nstu.ru*

Статья посвящена проблеме формирования кристаллов феррита видманштеттова типа в зоне полной перекристаллизации основного металла при реализации технологий сварки низкоуглеродистых сталей и наплавке на них упрочняющих и функциональных металлических покрытий. Предложены пути исключения охрупчивания феррита в зоне перегрева, контактирующей с расплавом.

This work is devoted to formation of the Widmanstätten ferrite in the zone of complete recrystallization of the base metal during welding of low carbon steels and cladding of hard coatings on the surface of low carbon steel. The methods to reduce the brittleness of the ferrite in the zones of overheat are proposed.

## **Введение**

Сварка и наплавка являются широко распространенными технологиями изготовления стальных изделий, в которых используется расплавление локальных объемов материала. Локальность нагрева стали приводит к формированию градиентной структуры с наличием зон, в которых происходит ухудшение механических свойств исходного материала. Результаты исследования структуры низкоуглеродистых сталей после сварки и наплавки с различной степенью локализации высокотемпературного нагрева позволяют сделать рекомендации, позволяющие снизить влияние перегрева локальных объемов исходного металла на снижение его пластичности.

## **Методика исследования**

В качестве материалов, подвергаемых локальному нагреву до температуры плавления, использовались сталь 09Г2С и сталь 20. Формирование сварных швов осуществлялось с использованием электродуговой, лазерной и сварки взрывом. Наплавка проводилась с использованием электродугового и электронно-лучевого нагрева. Режимы сварки

и наплавки назначались с учетом применяемых электродов из условий обеспечения наилучших прочностных свойств получаемых композиций. Электродуговая сварка осуществлялась с использованием различных электродов и двумя способами охлаждения шва – на воздухе и в воде.

Сварка с использованием лазерного нагрева осуществлялась в среде гелия на CO<sub>2</sub>-лазерах серии «Сибирь» Института теоретической и прикладной механики имени С.А. Христиановича СО РАН. Наплавка с использованием электронно-лучевого нагрева осуществлялась на ускорителе электронов ЭЛВ-6 Института ядерной физики имени Г.И. Будкера СО РАН. Электронный луч, выведенный в атмосферу, обеспечивал оплавление металлических порошков, нанесенных на поверхность стальной заготовки, формируя новый поверхностный слой и переходную зону к основному металлу [1].

Структура и свойства материалов после сварки и наплавки изучались в поперечных шлифах с использованием оптического микроскопа *Axio Observer A1m* при увеличении до 2000 крат, растрового электронного микроскопа *CarlZeissEVO50 XVP*. Для изучения тонкой структуры материалов использовался просвечивающий электронный микроскоп *TechnaiG2 FEI*. Напряженное состояние в зоне сварных швов оценивалось расчетным путем с использованием программного пакета SYSWELD.

### Результаты и обсуждение

Наличие расплава, образующегося в локальных объемах низкоуглеродистых сталей при электродуговой сварке, сварке лазерным излучением и вневакуумной электроно-лучевой наплавке, приводит к формированию явно выраженной градиентной структуры с наличием следующих зон: зоны первичной кристаллизации, зоны полной перекристаллизации и зоны неполной кристаллизации. Структура микроробъемов стали, претерпевших первичную кристаллизацию, в большой степени определяется температурно-временными режимами нагрева и охлаждения. В объемах основного материала, прилегающих к расплаву, формируется зона термического влияния, размеры которой определяются скоростью нагрева и охлаждения, а характер структуры этой зоны не изменяется при использовании различных источников нагрева. Основной материал, который находится в непосредственном контакте с расплавом, под действием высокой температуры подвергается перегреву и полной перекристаллизации. Неполная перекристаллизация

основного материала в зоне термического влияния проходит с удалением от расплава, а периферийные участки этой зоны приобретают уникальную феррито-перлитную структуру с особо мелкими колониями перлита (менее 2...3 мкм) [2, 3]. Однако комплекс свойств материала с градиентным строением определяется поведением структурной составляющей, обладающей худшими свойствами. В большинстве сварных швов низкоуглеродистых сталей этой структурной составляющей является феррит видманшеттова типа.

Установлено, что эти кристаллы, снижающие пластичность материала, имеют структуру пластинчатых построений толщиной 0,1...1,0 мкм с выделениями мелкодисперсных частиц цементита между пластинами [4]. Эти кристаллы образуются при электродуговой, лазерной сварке и любых способах наплавки низкоуглеродистых сталей. Обладая невысокими прочностными свойствами и пониженной пластичностью, видманшеттов феррит приводит к снижению показателей надежности сварных швов (ударной вязкости, трещиностойкости).

В проведенных нами экспериментальных исследованиях было выяснено, что кристаллы видманшеттова феррита никогда не образуются в зонах перегрева, имеющих исходную ультрамелкую феррито-перлитную структуру. Экспериментально показано, что кристаллы феррита видманшеттова типа не образуются при реализации процессов сварки взрывом, несмотря на то что в большинстве случаев сварка взрывом сопровождается перегревом локальных зон стальных заготовок и образованием микрообъемов расплава [5]. Формированию кристаллов видманшеттова феррита препятствуют такие факторы, как пластическая деформация с высокими степенями, а также высокая дисперсность структуры, характерная для интенсивной пластической деформации и кратковременного пребывания материала в перегретом состоянии. На примере сварки взрывом многослойных соединений типа «сталь 20 – сталь 20» показано, что размер зерен феррита, образующихся вблизи вихревых зон расплава в слое толщиной 50...100 мкм, деформированном со степенью  $\varepsilon \sim 4...6$ , составляет  $\sim 0,3...3$  мкм.

В результате проведенных исследований установлено, что одним из рациональных путей исправления дефектной структуры является термомеханическая обработка локальных объемов поверхностных слоев сварного шва с использованием пластической деформации индентором, колеблющимся с частотой 18...22 кГц.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere / S.N. Fadeev, M.G. Golkovski, A.I. Korzhagin, N.K. Kuksanov, A.V. Lavruhin, S.E. Petrov, R.A. Salimov, A.F. Vaisman // *Radiation Physics and Chemistry*. – 2000. – Vol. 57, iss. 3–6. – P. 653–655.
2. Особенности формирования сварных швов при лазерной сварке углеродистых сталей / А.М. Оришич, Е.Д. Головин, В.Г. Буров, В.А. Батаев, Ю.В. Афонин, А.Ю. Огнев, // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2005. – № 4. – С. 13–14.
3. Особенности структурных превращений в сталях, обусловленные использованием источников высококонцентрированной энергии / А.А. Батаев, И.А. Батаев, В.Г. Буров, В.В. Иванцовский // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2004. – № 4 (25). – С. 18–19.
4. Structure of widmanstatten crystals of ferrite and cementite / I. Bataev, A. Bataev, V. Burov, Y. Lizunkova, E. Zakharevich // *Steel in Translation*. – 2008. – Vol. 38, iss. 8. – P. 684–687.
5. Formation and structure of vortex zones arising upon explosion welding of carbon steels / I. Bataev, A. Bataev, V. Mali, V. Burov, E. Prikhod'ko // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2012. – Vol. 113, iss. 3. – P. 233–240.

## РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО СВОБОДНОГО СПЕКАНИЯ КЕРАМИКИ ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕГО ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

**С.В. Веселов, Р.С. Тимаревский, Н.Ю. Черкасова**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, stim.5@mail.ru*

В настоящей работе проанализировано влияние температурно-временных параметров спекания на качество заготовок для горячего изостатического прессования. На основе результатов структурных исследований и оценки физических свойств заготовок сформулированы рекомендации по назначению режимов спекания образцов для последующего горячего изостатического прессования.

In this paper the sintering modes of ZTA samples to hot isostatic pressing (HIP) was investigated. The influence to the temperature-time parameters on property of samples was analyzed. Structural determinations were carried out. Physical properties of samples were defined. The recommendation to uses of sintering modes samples for HIP.

Для получения высокопрочных керамических изделий применяют горячее изостатическое прессование. Важной особенностью данной технологии является значительное снижение температуры спекания вследствие приложенного давления. Благодаря данному эффекту сохраняется мелкозернистая кристаллическая структура, положительно влияющая на механические свойства [1].

Технология ГИП включает в себя этапы предварительного формования порошка, свободного спекания заготовки и последующего финального горячего изостатического прессования. При этом к качеству предварительно спеченных образцов предъявляются особые требования [1]: исключается наличие открытой пористости, относительная плотность должна составлять не менее 92...95 %. Соответственно, отработка режимов предварительного спекания для получения образцов с минимальным количеством дефектов является актуальной задачей.

Исследования проводились на образцах алюмоциркониевой керамики. В качестве исходных компонентов применяли оксид алюминия марки СТ 3000 SG (*Almatis*) и порошок диоксида циркония, частично стабилизированный 3 вес. %  $Y_2O_3$ , марки PSZ-5.5YS (*Stanford Materials*) в соотношении 4:1 соответственно. Технология изготовления керамических образцов состояла из следующих этапов: подготовка стабильной водной суспензии и ее диспергирование, гранулирование на распылительном сушиле Mobile Minor, одноосное прессование при давлении 100 МПа, свободное спекание [2].

Были проанализированы образцы алюмоциркониевой керамики, спеченные при температуре 1500 °С в течение одного (серия 1) и двух часов (серия 2), а также при температуре 1550 °С в течение одного часа (серия 3). В таблице представлены данные измерений физических характеристик экспериментальных образцов.

**Физические характеристики образцов после различных режимов спекания**

Характеристики \ Серия эксперимента	1	2	3
Открытая пористость, %	0,72	0,18	0,08
Кажущаяся плотность, г/см <sup>3</sup>	4,10	4,18	4,24
Относительная плотность, %	92	93	94
Линейная усадка, %	16,8	17,3	17,7
Средний размер зерна, нм	440	550	520

Результаты измерений плотности, пористости и линейной усадки свидетельствуют об интенсификации процессов спекания с увеличением времени выдержки (серии 1 и 2) и температуры спекания (серии 1 и 3). При этом следует отметить целесообразность повышения плотности путём повышения температуры по сравнению с увеличением времени выдержки. Так, увеличение времени выдержки при температуре 1500 °С с одного часа до двух при меньшем положительном влиянии на плотность и открытую пористость (4,18 г/см<sup>3</sup> и 0,18 % соответственно) приводит к более интенсивному росту размера зерен (до 550 нм) (рис. 1), тогда как повышение температуры с 1500 до 1550 °С при больших значениях плотности (4,24 г/см<sup>3</sup>) характеризуется меньшими значениями размера зерна (520 нм) и открытой пористости (0,8 %).

Относительная плотность всех образцов составляет около 92...94 % и определяется дефектами, сформировавшимися в заготовках еще на этапе формования и сохранившимися после спекания. В основном наблюдаются дефекты в виде стыков гранул, зазоров между гранулами (рис. 2).

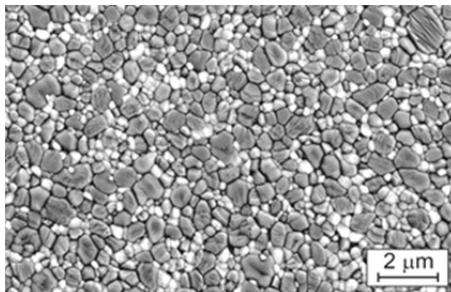


Рис. 1. Микроструктура алюмоциркониевой керамики (серия 1)

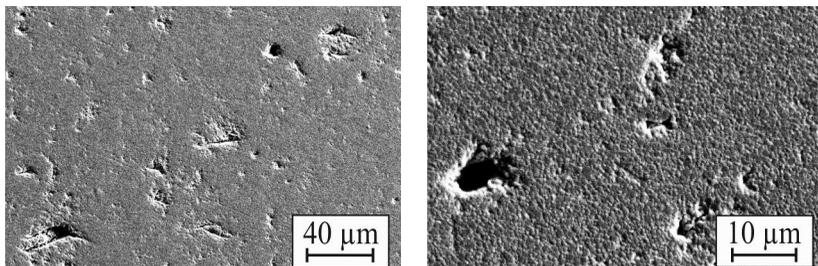


Рис. 2. Макроструктура алюмоциркониевой керамики (серия 1)

Таким образом, с целью сохранения мелкого зерна в керамическом материале при подготовке образцов к ГИП необходимо контролировать температурно-временные параметры процесса. При этом предпочтительно активизировать процессы усадки путем повышения температуры спекания и снижением времени выдержки.

*Работа выполнена в Новосибирском государственном техническом университете при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства (договор № 02.G25.31.0060 от 12.02.2013 г.)*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Micrometer size grains of hot isostatically pressed alumina and its characterization / A.K. Mallik, S. Gangadharan, S. Dutta, D. Basu // Bulletin of Materials Science. – 2010. – Vol. 33, iss. 4. – P. 445–449.

2. An appraisal of zirconia additives influence on alumina ceramic structure and properties / S.V. Veselov, N.S. Belousova, N.Yu. Cherkasova, O.A. Goryainova, E.V. Melnikova, A.O. Lazarev // Actual Problems in Machine Building: Proceedings of the First International Scientific and Practical Conference, 26 March 2014. – Novosibirsk: NSTU Publ., 2014. – P. 473–477. (In Russian)

## ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА НАПОЛНИТЕЛЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

**Р.Э. Вицке, А.А. Кондратюк, В.П. Нестеренко**

*Национальный исследовательский Томский  
политехнический университет, г. Томск, alexkon@tpu.ru*

Исследовано влияние количества вводимого наполнителя на прочность и твердость композитов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) UHMWPE. Приведены результаты определения удельного объемного сопротивления для ряда полиэтиленов и композитов на основе СВМПЭ.

This paper presents the investigation of the influence of the input filling agent on the strength and hardness of composites based on ultra-high molecular polyethylene UHMWPE. The results of volume resistivity definition are demonstrated for the range of polyethylene's and composites based on UHMWPE.

Развитие науки и техники, появление новых технологий и потребности общества вызывают повышение показателей качества конструкционных материалов. Поэтому создаются новые виды конструкционных материалов на основе фундаментальных и прикладных разработок.

Одним из широко распространенных видов новых материалов являются пластические массы. Наиболее перспективной матрицей при их создании может служить сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) – полиэтилен с молекулярной массой более  $1 \cdot 10^6$  углеродных единиц. Наиболее приемлемым при промышленном производстве изделий из СВМПЭ принято считать горячее компрессионное прессование (Г.П.). [1]

Введение наполнителей приводит к изменению механических и электрофизических характеристик получаемых полимерных композитов. Целью данной работы являлось получение новых композиционных материалов конструкционного назначения и исследования некоторых их механических и диэлектрических характеристик.

В работе использовались в качестве исходных материалов матрицы порошок СВМПЭ производства ТНХК (Россия) с молекулярной массой  $5,6 \cdot 10^6$  углеродных единиц, а в качестве наполнителя-модификатора – порошок электролитической меди марки ПМС-1. Горячее компрессионное прессование осуществлялось на установке, разработанной авторами [2]. Механические испытания на растяжение выполнялись на машине Instron-5582. Объемное удельное сопротивление измерялось на установке Е7-8.

Для экспериментальных исследований были изготовлены образцы композитов на основе СВМПЭ, имеющие следующее количество вводимого модификатора (порошка меди): 3, 7, 10, 13, 50 % (вес) (рис. 1).

В дальнейшем проведены исследования изменения удельного объемного сопротивления ( $\rho_v$ ) композитов на основе СВМПЭ, имеющего молекулярную массу  $5,6 \cdot 10^6$  и различное количество вводимого наполнителя (рис. 2).

При выполнении вышеизложенных работ проведены исследования гранулометрического состава СВМПЭ и ПМС-1, определено изменение плотности и твердости композитов в зависимости от количества наполнителя.

Проведенный анализ полученных экспериментальных данных при исследовании влияния количества вводимого неорганического микронаполнителя на механические свойства вышеприведенных композитов на основе СВМПЭ позволяет сделать вывод об увеличении их твердости

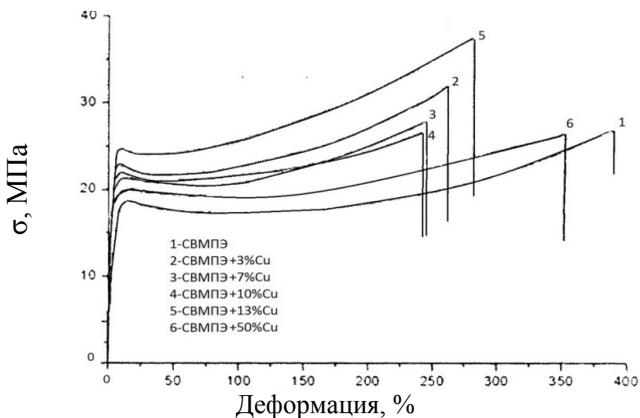


Рис. 1. Графики зависимости деформации от напряжения для образцов с различным содержанием модификатора

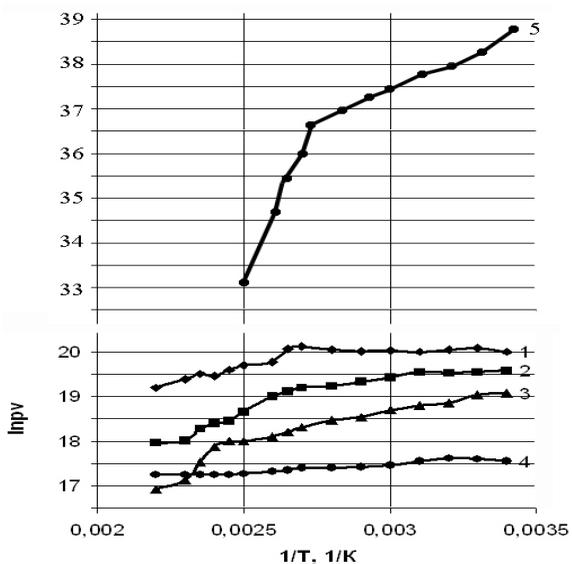


Рис. 2. Зависимость удельного объемного сопротивления от температуры для образцов СВМПЭ ( $M = 5,6 \cdot 10^6$ ) с разным процентом содержания меди:

1) 3 % Cu; 2) 7 % Cu; 3) 10 % Cu; 4) 13 % Cu; 5) 0 % Cu

и прочности. Электропроводность композитов также увеличивается, и чем больше содержание данного наполнителя (меди), тем интенсивнее возрастает электропроводность во всем диапазоне температур измерений.

Полученные результаты могут быть использованы конструкторами и технологами при разработке новых технических решений в области машиностроения и электротехнической промышленности.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен Высокой плотности / И.Н. Андреева, Е.В. Веселовский, Е.И. Наливайко, А.Д. Печенкин, В.И. Бухгалтер, А.В. Поляков; под ред. И.И. Андреевой. – Л.: Химия, 1982. – 80 с.
2. Особенности изменения удельной теплоемкости наполненных композитов / А.А. Кондратюк, А.А. Клопотов, А.Н. Муленков, А.И. Зиганшин, Е.А. Васендина // Известия Вузов. Физика. – 2012. – Т. 55, № 5/2. – С. 151–155.

## РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

**Т.Б. Гоцелюк, Н.А. Коваленко**

*Новосибирский государственный технический  
университет, г. Новосибирск, natasha\_kovalenko89@mail.ru*

Представлены результаты численной оценки прочности образцов из слоистого углепластика на основе двух различных материалов монослоя. Рассмотрены образцы с концентраторами напряжений типа цилиндрическое и зенкованное отверстие с заполнением и без него. Для оценки прочности выбраны следующие критерии разрушения: критерий Нуизмера и критерий на основе двухпараметрической модели механики разрушения (случай растяжения); градиентный критерий (случай сжатия). Проведено сравнение результатов численной оценки прочности образцов с экспериментом. Приведены рекомендации по применению рассмотренных критериев к исследуемым типам слоистых композитов.

Results of the strength numerical estimation of the specimens that fabricated from carbon fibre plastic on the base of two different materials of the lamina are presented. Specimens with stress concentrators of the type cylindrical and counterboring hole with or not bolt are considered. To esti-

mate the strength the follow failure criteria are chosen: Nuismer's criterion and criteria on the base of the two-parametric model of the fracture mechanics (tension case); gradient criterion (compression case). Results of the strength numerical estimation and test are compared. Criteria usage recommendations are discussed for presented types of laminates.

Оценка прочности элемента конструкции, выполненного из слоистого композиционного материала (СКМ), может быть проведена на основе широкого круга критериев разрушения, если речь идет о регулярной зоне, не имеющей вырезов и отверстий. Наличие концентратора напряжений (КН) в конструкции резко усложняет задачу, в особенности когда концентратор отличен от традиционного незаполненного отверстия. Нет единого подхода, который позволил бы оценить прочность элемента конструкции с различными типами концентраторов при растяжении и сжатии.

При расчете элементов конструкции с отверстием в случае растяжения хорошо себя зарекомендовал критерий Нуизмера [1]. В случае сжатия можно воспользоваться критерием, основанным на подходах статистической теории прочности хрупких тел (градиентный критерий) [2]. В отечественной практике для оценки прочности элемента конструкции с незаполненным отверстием используют критерий разрушения на основе двухпараметрической модели механики разрушения (ДММР) [3].

Применим упомянутые критерии для оценки прочности образцов из СКМ, содержащих КН следующих типов: цилиндрическое незаполненное (ЦН), цилиндрическое заполненное (ЦЗ), зенкованное незаполненное (ЗН) и зенкованное заполненное (ЗЗ) отверстие. Рассмотрены образцы, изготовленные из двух материалов монослоя (табл. 1) следующих укладок: типовая (Т), квазиизотропная (К), сдвиговая (С) [4].

Численное исследование напряженно-деформированного состояния образцов проводили с использованием МКЭ. Результаты численного исследования наряду с экспериментальными данными представлены в табл. 2 для случая растяжения, в табл. 3 – для сжатия.

ДММР был применен для укладки Т в случае растяжения вследствие отсутствия данных о трещиностойкости для других укладок при растяжении и сжатии. Погрешность расчёта прочности данных образцов составила 11,7...15,3 %.

Проведенное исследование прочности образцов позволяет говорить о пригодности рассмотренных критериев разрушения для той или иной группы образцов. Критерий Нуизмера с рекомендуемой величиной характеристического расстояния  $l_0 = 1$  мм не дал надежных результатов

Таблица 1

## Характеристики материалов монослоев

Материал	$\delta$ , мм	$\sigma_{1В+}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$E_{1+}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{2В+}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$E_{2+}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\mu_{12}$
№ 1	0,14–0,15	176,3	12653	5,1	816	0,33
№ 2	0,14±0,01	190,8	12244	6,7	867	0,33
Материал	$\sigma_{1В\rightarrow}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$E_{1В\rightarrow}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{2В\rightarrow}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$E_{2\rightarrow}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\tau_{В12}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$G_{12}$ , кгс/мм <sup>2</sup>
№ 1	142,9	10204	29,6	806	8,8	388
№ 2	137,5	10204	36,7	816	8,2	388

$\delta$  – толщина монослоя;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $\sigma_{В+}$ ,  $\sigma_{В\rightarrow}$ ,  $\tau_{В}$  – предел прочности на растяжение, сжатие, сдвиг;  $E_{+}$ ,  $E_{\rightarrow}$ ,  $G$  – модуль упругости на растяжение, сжатие, сдвиг; 1, 2 – оси вдоль волокон, поперек волокон

Таблица 2

## Величина разрушающего напряжения по критерию Нуизмера, растяжение

Тип укладки, материал	ЦН		ЦЗ		ЗН		ЗЗ	
	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>
Т. № 1	48,9	45,9	55,1	43,2	38,7	44,2	44,6	41,4
Т. № 2	56,4	54,5	64,0	50,0	43,8	52,6	48,9	50,4
К. № 1	36,8	34,2	43,5	34,8	29,1	32,5	32,9	32,7
К. № 2	44,6	41,0	50,1	41,3	35,0	39,3	40,1	40,2
С. № 1	25,0	30,9	31,0	33,3	19,4	28,4	28,4	30,7
С. № 2	28,8	33,7	35,1	36,0	23,4	32,4	29,0	33,3

Таблица 3

## Величина разрушающего напряжения по градиентному критерию, сжатие

Тип укладки, материал	ЦН		ЦЗ		ЗН		ЗЗ	
	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{разр}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{экс}$ , кгс/мм <sup>2</sup>
Т. №1	48,6	40,4	88,0	65,5	37,6	39,8	63,3	57,7
Т. №2	45,4	38,2	84,5	58,7	35,0	36,4	60,7	49,8
К. №1	35,6	37,2	56,9	63,2	27,9	35,7	43,3	47,8
К. №2	40,2	33,9	64,2	51,7	31,5	32,3	50,2	44,7
С. №1	35,1	31,8	45,0	47,5	29,5	30,7	37,0	45,7
С. №2	32,4	29,6	40,4	40,1	27,4	28,2	35,4	38,2

для всех образцов. Для части образцов погрешность находится на уровне  $< 10\%$ , но в основном она составляет  $10\dots 40\%$ . Результаты экспериментального и численного исследования образцов позволяют рекомендовать значения  $l_0$  для рассматриваемых укладок и КН. В работе [4] для материала 1 приведены рекомендуемые значения  $l_0$ . Для материала 2 по результатам данного исследования тенденция в изменении  $l_0$  сохраняется. Так,  $l_{0ЦЗ} \approx 0,4\dots 0,6l_{0ЦН}$ ,  $l_{0ЗЗ} \approx 0,4\dots 0,75l_{0ЗН}$ .

Расчет прочности образцов на сжатие по градиентному критерию дал погрешность в пределах от  $2,6\dots 24,2\%$  для различных укладок и КН, кроме образцов с ЗЦ укладки Т.

*Авторы выражают благодарность Владимиру Никифоровичу Чаплыгину и Павлу Марковичу Петрову (СибНИИ им. С.А.Чаплыгина, НИО-9, Новосибирск, Россия) за предоставление экспериментальных данных; Игорю Павловичу Олегину (НГТУ, каф. ПЛА, Новосибирск, Россия) как научному руководителю.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Witney J.M., Nuismer R.J.* Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations // *Journal of Composite Materials*. – 1974. – Vol. 8, iss. 3. – P. 253–265.

2. *Беспалов В.А., Гоцелюк Т.Б., Коваленко Н.А.* Анализ существующих критериев разрушения для элементов из композиционного материала с концентраторами напряжений при сжатии // *Наука. Промышленность. Оборона: труды XIV Всерос. науч.-техн. конф. (Новосибирск, 24–26 апр. 2013 г.)*. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2013. – С. 107–111.

3. *Трунин Ю.П.* Критерии прочности и модели разрушения механического соединения элементов из полимерных композиционных материалов // *Труды ЦАГИ*. – 2013. – С. 91–103.

4. Численно-экспериментальное исследование прочности элементов конструкций из слоистых углепластиков / Н.А. Коваленко, И.Г. Олегин, Т.Б. Гоцелюк, В.Н. Чаплыгин, П.М. Петров // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2014. – № 1 (62). – С. 69–75.

# ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЛИТЕЙНЫЕ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ СПЛАВЫ

В.Б. Деев<sup>1</sup>, О.Г. Приходько<sup>2</sup>, А.А. Никитина<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, [deev.vb@mail.ru](mailto:deev.vb@mail.ru)

Рассмотрена методика оценки эффективности различных физических модифицирующих воздействий на литейные сплавы, применяемые в машиностроении. В основу методики положено определение количества твердой фазы, рассчитанной с помощью языка визуального программирования Delphi.

The paper address the method of effectiveness assessment of different physical modifying impacts applied to cast alloys used in mechanical engineering. Method is based on defining quantity of solid phase calculated by means of Delphi visual programming language.

В современном литейном производстве при получении литых изделий для машиностроения с требуемым уровнем свойств большую роль играют выбор технологии плавки сплавов, их обработка в жидком состоянии.

Согласно [1], применением физических воздействий можно активировать твердые примеси, которые будут служить центрами кристаллизации. Существуют и другие способы воздействия на расплав: электромагнитные [1–3], тепловые (ТВО, ТСО и др. [4, 5]).

Актуальным является создание методики, позволяющей оценить эффективность различных технологий. Предложена методика [6], основанная на определении количества (доли) твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус при кристаллизации сплавов. Количество твердой фазы модифицированного сплава  $m_{OM}$ , выпадающей вблизи температуры солидус, можно рассчитать по формуле [6]:

$$m_{OM} = \frac{\frac{\Lambda_M}{\Lambda_0} \left( \Delta T + m_0 \left( \Delta T_{LS} + \frac{L}{c} \right) \right) - \Delta T}{\Delta T_{LS} + \frac{L}{c}}, \quad (1)$$

где  $\Lambda_M$ ,  $\Lambda_0$  – жидкотекучесть модифицированного (обработанного) и немодифицированного (исходного необработанного) сплава соответственно;  $\Delta T$  – интервал перегрева над температурой ликвидус необработанного сплава;  $m_0$  – доля твердой фазы при кристаллизации необработанного сплава;  $\Delta T_{LS}$  – интервал кристаллизации необработанного сплава;  $L$  – удельная теплота кристаллизации расплава;  $c$  – удельная теплоемкость расплава.

В основу методики положено определение параметров кристаллизации сплавов, связанных с жидкотекучестью. Жидкотекучесть является важнейшим свойством, определяющим получение отливок заданного качества, и зависит от количества твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус. Поэтому знание количества твердой фазы  $m_{OM}$ , а также полного времени затвердевания сплава  $\tau_n$  имеет существенное значение в процессах литья.

Для определения  $m_{OM}$  и  $\tau_n$  было разработано программное приложение в среде Delphi 2007 [7].

Результаты расчетов на примере сплава АК7ч (ГОСТ РФ 1583-93), состоящего из 10...15 % чушковых материалов и 85...90 % вторичных материалов (лома и отходов) после различных физических воздействий, представлены в таблице.

### Результаты расчетов параметров кристаллизации

Вариант	Технология обработки расплава и литературный источник, где использовалась методика этой технологии	Параметры кристаллизации			
		Полное время затвердевания, $\tau_n$ , с		Доля твердой фазы, $m_{OM}$	
		эксперимент (ТА)	расчет	эксперимент (ДТА)	расчет
1	Исходный расплав (необработ.)	53	57	0,32	0,33
2	ТВО: $T = 1000$ °С, $\tau = 8...12$ мин [7]	67	65	0,38	0,41
3	Магнитное поле с градиентом $\Delta B/\Delta x = 0,886$ Тл/м – при заливке в литейную форму [8]	64	60	0,37	0,41
4	ТВО ( $T = 1000$ °С, $\tau = 8...12$ мин) + магнитное поле с градиентом $\Delta B/\Delta x = 0,886$ Тл/м – при заливке в литейную форму [8]	68	73	0,40	0,44

## Окончание таблицы

Вариант	Технология обработки расплава и литературный источник, где использовалась методика этой технологии	Параметры кристаллизации			
		Полное время затвердевания, $\tau_n$ , с		Доля твердой фазы, $m_{OM}$	
		эксперимент (ТА)	расчет	эксперимент (ДТА)	расчет
5	Вибрация в вертикальной плоскости: амплитуда 1...1,2 мм; частота 50 Гц [7]	58	63	0,34	0,36
6	ТВО ( $T = 1000$ °С, $\tau = 8...12$ мин) + + вибрация (амплитуда 1...1,2 мм, частота 50 Гц) [7]	63	61	0,36	0,38
7	Постоянный электрический ток с плотностью $j = 0,92 \cdot 10^5$ А/м <sup>2</sup> при кристаллизации [8]	61	64	0,36	–
8	ТВО ( $T = 1000$ °С, $\tau = 8...12$ мин) + + постоянный электрический ток с плотностью $j = 0,92 \cdot 10^5$ А/м <sup>2</sup> при кристаллизации [8]	69	66	0,41	–
9	Аргон: время продувки 5...6 мин при давлении 0,3 МПа [7]	59	62	0,36	0,40
10	ТВО ( $T = 1000$ °С, $\tau = 8...12$ мин) + + аргон: время продувки 5...6 мин при давлении 0,3 МПа [7]	66	63	0,39	0,42

Экспериментальное определение  $m_{OM}$  и  $\tau_n$  осуществляли с помощью термического (ТА) и дифференциально-термического анализа (ДТА) при кристаллизации цилиндрических образцов с приведенным размером 0,006 м. Было выявлено, что между экспериментальными и расчетными данными наблюдается хорошая сопоставимость.

Данные таблицы свидетельствуют о том, что физические воздействия оказывают влияние на параметры кристаллизации расплава ( $m_{OM}$  и  $\tau_n$  увеличиваются). Расплав после обработки физическими воздействиями способен течь при большей доле образующейся твердой фазы.

## Выводы

Использование разработанного программного приложения позволяет оценивать эффективность различных физических воздействий на расплавы. Его можно рекомендовать для прогнозирования качества отливок в промышленных технологиях машиностроительного литья.

*Работа выполнена в рамках государственной работы «Проведение научно-исследовательских работ (фундаментальных научных исследований, прикладных научных исследований и экспериментальных разработок)» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014–2016 гг. (задание № 2014/113).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
- 2 Влияние воздействия слабого магнитного поля на скорость ползучести металлов / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2009. – № 2. – С. 50–51.
3. Изменение микротвердости алюминия разной чистоты в слабых магнитных полях / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов, И.А. Синяевский, В.Я. Целлермаер // Цветные металлы. – 2012. – № 9. – С. 85–89.
4. Resource-saving technology for the production of cast aluminum alloys / V.B. Deev, V.A. Degtyar, A.I. Kutsenko, I.F. Selyanin, A.P. Voitkov // Steel in Translation. – 2007. Vol. 37, N 12. – P. 991–994. (In Russian)
5. Деев В.Б. Развитие научных основ тепловых и электромагнитных воздействий на расплавы и разработка ресурсосберегающих технологий получения высококачественных отливок из алюминиевых сплавов: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольск-на-Амуре гос. техн. ун-т, 2012. – 35 с.
6. Исследование технологических параметров и расчет количества твердой фазы при кристаллизации литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, И.Ю. Кольчурина, Н.В. Башмакова, А.П. Войтков // Литейщик России. – 2008. – № 7. – С. 18–22.
7. Свидетельство о государственной регистрации программ для ЭВМ № 2009613766. Расчет количества твердой фазы при кристаллизации металлических расплавов / С.А. Цецорина, В.Б. Деев, И.Ф. Селянин. – Заявка № 2009612650; заявл. 02.06.2009; зарег. 14.07.2009.

# ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИХ В КАЧЕСТВЕ АНОДНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛЯХ

**К.П. Ерёмин, Х. Ри, С.Н. Химухин**

*Тихоокеанский государственный университет,  
г. Хабаровск, bksenya\_p@bk.ru*

В высокочастотной индукционной печи получены интерметаллидные сплавы на основе никеля. Выявлен оптимальный состав сплава, в котором образуется жаростойкая  $\gamma'$ -фаза. Получены покрытия из данных сплавов на поверхности стали 20Х13 методом электроискровой обработки. Изучено влияние состава и свойств анодных материалов на качество электроискровых покрытий. Проведено исследование полученных покрытий с использованием зондовой нанолaborатории «Интегра Прима».

In the high-frequency induction furnace received intermetallic Ni – based alloys. Selected the optimal composition of the smelt which contains heat-resistant  $\gamma'$ -phase. By the method of electrospark deposition was obtained coating on stainless steel. Investigated influence of the composition and properties of anode materials on the quality of the electrospark coatings. Metallographic research the obtaining coating was performed using probe nanolaboratory «Integra Prima».

Наиболее актуальной задачей современного двигателестроения является повышение параметров газотурбинных двигателей (ГТД). В первую очередь это увеличение температуры и давления газа в турбинах, что определяет перспективу существенного повышения КПД силовых установок и снижение расхода топлива. Это приводит к увеличению рабочих температур сгорания продуктов, а значит, материалы, из которых изготавливаются наиболее ответственные детали, должны быть жаропрочными [1].

Поэтому наибольшее применение получили литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе или наносимые из них различными методами защитные покрытия, которые надежно обеспечивают работу деталей при высоких температурах.

Одним из способов получения покрытий на деталях машин любой формы и размеров является метод электроискровой обработки или электроискрового легирования (ЭИЛ). Метод электроискровой обра-

ботки основан на электроэрозионном разрушении электрода (анода) с последующим переносом материала на заготовку (катод). Для этого метода характерны высокая энергоэффективность, возможность использования любых токопроводящих материалов и защитных сред, мобильность установок и возможность применения их в качестве дополнительных модулей к металлообрабатывающим станкам [2].

### **Методика и материалы**

Формирование покрытия происходило при помощи установки электроискрового легирования «Элитрон-22А», процесс происходил в среде аргона. В качестве катода использовали легированную сталь 20Х13 (0,16...0,25 % С; 12...14 % Cr). Сплавы на никелевой основе для использования в качестве легирующих электродов получали в высокочастотной индукционной печи «Аверон УЛП 2.2» с применением инертного газа и разливкой в предварительно разогретую до  $T = 500$  °С графитовую форму. Химический состав определяли на рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре «Спектроскан МАКС-GV». Рентгенофазовый анализ производился на дифрактометре «ДРОН-7» ( $\text{CuK}\alpha$ ). Микроструктурный анализ проводился с использованием микротвердомера ПМТ-3М. Металлографический анализ выполнялся с помощью атомно-силового микроскопа зондовой нанолaborатории «Интегра Прима» фирмы НТ-МДТ.

Фазой, играющей главную роль в обеспечении жаростойкости сплавов на никелевой основе, является  $\gamma'$ -фаза  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$  в тройных системах. Особенность  $\gamma'$ -фазы в том, что она имеет ГЦК решетку, близкую к решетке  $\gamma$ -твердого раствора, но несколько большего параметра (3,58кХ).

### **Результаты**

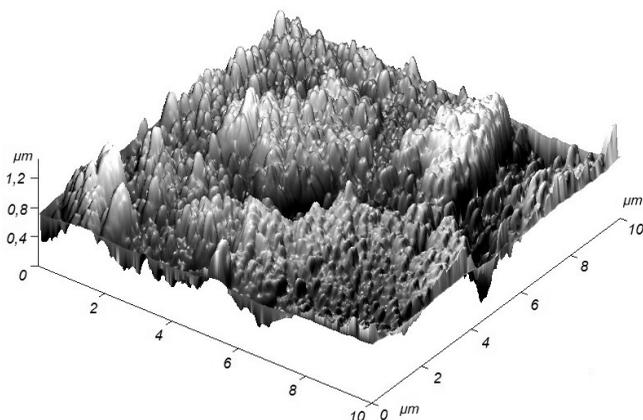
Все выплавленные сплавы были исследованы, проведен химический, фазовый, микроструктурный и металлографический анализ. Затем данные сплавы были использованы в качестве анодных материалов для получения покрытий методом электроискрового легирования на образцах из стали 20Х13. Из полученных образцов изготовлены шлифы, и проведено исследование покрытий. Наиболее высокое качество и жаростойкость покрытий достигается при использовании для электроискровой обработки сплава с содержанием (мас. % ) Ni – 79 и Al – 20. В результате рентгенофазового анализа по положению пиков предположительно можно сделать вывод об игольчатой структуре фа-

зы  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , так как несоответствие параметров решетки с твердым раствором  $\Delta a \approx 1 \dots 1,5 \%$  [3].

Среди синтезированных тройных сплавов системы Ni-Al-Ti в качестве анодного материала, содержащего жаростойкую  $\gamma'$ -фазу  $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$  в необходимом объеме и позволяющего получить качественное электроискровое покрытие, был отобран сплав следующего состава: (мас. %) Ni – 82,9; Al – 8,04; Ti – 8,99.

Металлографическое исследование данного покрытия на стали 20X13, полученного методом электроискрового легирования, проводилось с использованием зондовой нанолaborатории «Интегра Прима» с применением методики полуконтактной атомно-силовой микроскопии. Для исследования был подготовлен косой шлиф данного образца.

На рисунке показан трехмерный профиль участка с покрытием размером  $10 \times 10$  мкм.



АСМ трехмерное изображение исследуемого участка

С применением сканирующих зондовых методик атомно-силового микроскопа есть возможность оценить размер и количество структурных составляющих исследуемого объекта. Благодаря полученному трехмерному изображению можно сделать вывод о том, что поверхность покрытия состоит из множества мелких (размером около 300 нм) включений, и данные включения имеют конусообразную форму.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. – М.: Машиностроение, 1987. – 116 с.
2. Верхотуров А.Д. Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании. – Владивосток: Дальнаука, 1995. – 323 с.
3. Суперсплавы II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и энергетических установок: кн. 1 / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. Ю.П. Либерова, А.Б. Цепелева; под ред. Р.Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – 385 с.

## **ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО БЕЛОГО ЧУГУНА, ЛЕГИРОВАННОГО ХРОМОМ**

**М.А. Ермаков, Э.Х. Ри, Хосен Ри**

*Тихоокеанский государственный университет,  
г. Хабаровск, equalgod@gmail.com*

Цель данной работы: анализ влияния хрома на физико-механические (теплопроводность, удельное электросопротивление, плотность) свойства низкоуглеродистого чугуна. Установлены и научно обоснованы закономерности изменения физико-механических свойств в зависимости от содержания хрома.

The purpose of this research work is to analyze the influence of chromium on the physico-mechanical properties of low carbon iron (thermal conductivity, electrical resistivity, density, hardness, micro-hardness of structural components). Regularities of changing the physical and mechanical properties of cast iron depending on chromium content are determined and scientifically substantiated.

Современному машиностроению необходимы материалы, обладающие широким спектром специальных свойств, таких как высокая прочность, износостойкость, коррозионно-стойкость, жаростойкость и др., способных обеспечить безотказную работу деталей и оборудования в различных условиях эксплуатации [1]. Подобными свойствами, а также низкой стоимостью обладают легированные чугуны, а именно их подвид – белые чугуны. Данный материал получил широкое распространение в энергетике, металлургии, машиностроении и других отраслях [2].

В качестве исходного использовали чугуны состава, мас. %: 2,0...2,1 С; 1,0...1,1 Si; 0,5...0,6 Mn; 0,1 S и 0,1 P; 8,0 Cr.

Исходный чугун перегревали до 1550 °С, после 5-минутной выдержки при этой же температуре в расплав вводили хром в виде ФХ025. Далее расплав охлаждали со скоростью 20 град/мин.

При 5,0 мас. % Cr вследствие загрязнения расплава продуктами раскисления плотность чугуна при 20 °С монотонно падает (рис. 1). В интервале концентраций хрома 5,0...6,0 мас. %, при которой происходит инвертирование карбидных фаз [(Fe,Cr)<sub>3</sub>C → (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>] с образованием менее плотного тригонального карбида (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (Fe<sub>3</sub>C – 7,69 г/см<sup>3</sup>; Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> – 6,92 г/см<sup>3</sup>; Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> – 6,97 г/см<sup>3</sup>), плотность чугунов скачкообразно уменьшается. Такой же характер изменения плотности наблюдался и в высокоуглеродистых сплавах (3,0... 3,1 мас. % С), где при 8,0...10,0 мас. % Cr плотность резко снижалась [1].



Рис. 1. Зависимость физических свойств белого чугуна от содержания хрома

В общем случае на физические свойства белого хромистого чугуна влияют следующие факторы:

- усиление сил связей между атомами белого хромистого Fe-Cr и Fe-C-Cr, приводящее к снижению величин физических параметров λ, σ и повышению d;
- измельчение карбидных частиц и структуры металлической основы, способствующее росту значения плотности и уменьшению электро- и теплопроводности чугуна;
- сильно разветвленная аустенито-карбидная эвтектика должна снижать плотность, электро- и теплопроводность чугуна;
- полная инверсия карбидной фазы [(Fe,Cr)<sub>3</sub>C → (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>] должна привести к скачкообразному росту значений плотности, электро- и

теплопроводности вследствие перехода разветвленной карбидной фазы цементитного типа к более компактной аустенито-карбидной фазе;

– изолированная и компактная форма карбидных частиц должна увеличивать величины физических свойств;

– ферритизация металлической основы и увеличение количества стабилизированного аустенита должны способствовать росту физических свойств; при этом должна быть учтена и дисперсность металлической основы.

Основной причиной снижения теплопроводности и плотности чугуна до 5,0 мас.% Сг являются загрязнение чугуна продуктами раскисления и насыщение металлической основы, а также цементита ледебуритной эвтектики атомами хрома. Казалось бы, что при этом должна уменьшаться и электропроводность чугуна. Однако экспериментальные данные свидетельствуют об обратном. По-видимому, уменьшение степени разветвленности ледебуритной эвтектики приводит к росту электропроводности чугуна.

В интервале концентрации хрома от 5,0 до 6,0 мас.% наблюдается скачкообразное уменьшение плотности и электропроводности при незначительном изменении теплопроводности. Таким образом, начало формирования тригонального карбида сопровождается резким уменьшением электропроводности, плотности и теплопроводности чугуна.

В интервале концентрации хрома от 6,0 до 7,5 мас.%, в котором происходит полная инверсия карбидной фазы с образованием тригонального карбида, значения плотности и электро- и теплопроводности чугуна скачкообразно возрастают. Это явление можно объяснить кристаллизацией более компактной карбидной фазы тригонального карбида и укрупнением структуры металлической основы. Дальнейшее увеличение хрома до 15,0 мас.% приводит к уменьшению плотности и электро- и теплопроводности вследствие измельчения карбида тригональной формы и металлической основы, образования большего количества карбидной фазы, феррита и остаточного аустенита, приводящего к увеличению протяженности границ раздела фаз.

Исходя из всего вышесказанного можно сделать вывод, что методами измерения физических свойств (электро- и теплопроводность, плотность) чугуна можно прогнозировать оптимальную концентрацию хрома, при которой обеспечивается формирование тригонального карбида. При этом происходит скачкообразное повышение физических свойств низкоуглеродистого чугуна.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Ри Х., Ри Э.Х.* Комплексно легированные чугуны специального назначения. – Владивосток: Дальнаука, 2000. – 278 с.
2. *Цылин И.И.* Белые износостойкие чугуны: структура и свойства. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.

### **МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ Al-TiC, ПОЛУЧЕННЫХ IN-SITU МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА**

**Анд.А. Ермошкин, Анд.А. Ермошкин, А.Р. Луц**

*Самарский государственный технический университет,  
г. Самара, ermandr@yandex.ru*

Представлены результаты исследований механических и коррозионных свойств алюмоматричных композиционных сплавов, модифицированных наноразмерными частицами карбида титана TiC, полученные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

The results of studies of mechanical and corrosion properties of aluminum matrix composite alloys, the modified full-nanoparticles of titanium carbide TiC, obtained by self-propagating high-temperature synthesis.

Для современного машиностроительного комплекса внедрение новых высокоэффективных сплавов и технологий их получения является необходимым условием для поддержания конкурентоспособности и развития в целом. Разработка и применение композиционных материалов (КМ), которые состоят из матрицы и распределенных в ней армирующих элементов и благодаря этому обладают качественно новыми, уникальными свойствами, – одно из основных направлений развития современного материаловедения и машиностроения [1–4].

Перспективным методом получения КМ непосредственно в расплаве является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), также распространено другое название данного метода – *in-situ*. Технологически СВС имеет ряд преимуществ: низкие энергозатраты, высокая производительность, возможность получать различные

структуры и свойства синтезируемого продукта и т. д. [4, 5]. В Самарском государственном техническом университете с применением метода СВС были получены композиты системы Al-TiC. Базовый состав для получения композиционного сплава Al-10 %TiC был таким: 10 % от общей массы плавки бралась СВС-смесь из порошков титана и углерода, в стехиометрическом соотношении 4:1, оставшиеся 90 % от массы плавки – чушковый алюминий для создания расплава в тигле. В отдельных исходных СВС-смесях часть элементного металлического порошка Ti заменялась на титансодержащую галоидную соль Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>

Таблица 1

**Результаты эксперимента и расчета скорости коррозии**

Состав образца	Начальный вес, г	Вес после испытания, г	Потеря веса после испытаний, г	Потеря веса на единичную площадь, г/м <sup>2</sup>	Скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> · ч	Сред. скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> · ч
Al (A7)	4,31190	4,30900	0,00290	2,417	0,025	0,022
	4,31170	4,30940	0,00230	1,917	0,020	
AK9ч	4,28010	4,27840	0,00170	1,417	0,015	0,014
	4,27870	4,27710	0,00160	1,333	0,014	
Al-10 % TiC*	4,41480	4,41420	0,00060	0,500	0,005	0,005
	4,45450	4,45380	0,00070	0,583	0,006	
Al-10 % TiC**	4,66340	4,66130	0,00210	1,750	0,018	0,016
	4,61070	4,60900	0,00170	1,417	0,015	
Al-10 % TiC** без МИО***	4,25320	4,25300	0,00020	0,167	0,002	0,002
	4,25230	4,25190	0,00040	0,333	0,003	
AK7 + +6 % TiC*сМИО	4,27690	4,27460	0,00230	1,917	0,020	0,021
	4,27670	4,27420	0,00250	2,083	0,022	
AK9ч + 0,33 % (AK7 + 6 % TiC*)	4,17950	4,17900	0,00050	0,417	0,004	0,004
	4,18640	4,18580	0,00060	0,500	0,005	
AK9ч + 0,2 % (Al + 10 % TiC**)	4,20360	4,20300	0,00060	0,500	0,005	0,007
	4,20430	4,20330	0,00100	0,833	0,009	

\* – Сплавы, синтезированные на составе шихты (Ti + C + 5 % Al + 0,1 % Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>);

\*\* – Сплавы, синтезированные на составе шихты (80 % Ti + C + 20 % Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>);

\*\*\* – МИО – магнитно-импульсная обработка.

## Механические свойства исследуемых КМ

Состав	Предел прочности, $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести, $\sigma_T, \sigma_{0,2}$ , МПа	Относительное удлинение, $\delta$ , %	Относительное сужение, $\psi$ , %
Al (A7)	81	67	9,4	20,0
AK9ч	189	138	4,2	4,0
Al-10 % TiC*	233	172	3,3	2,8
Al-10 % TiC**	206	155	3,8	2,4
AK7 + 6 % TiC* без МИО***	165	125	4,3	3,6
AK7 + 6 % TiC* с МИО***	161	120	5,6	5,9
AK9ч + 0,33 % (AK7 + 6 % TiC*)	172	117	4,8	5,2
AK9ч+0,2 % (Al+10 % TiC**)	181	126	4,0	5,2
Al (A7)	25,0	7279	0,03	0,29
AK9ч	68,8	7643	0,09	5,57
Al-10 % TiC*	84,9	7839	0,11	9,96
Al-10 % TiC**	84,9	7643	0,11	10,5
AK7 + 6 % TiC* без МИО***	62,4	8992	0,07	3,00
AK7 + 6 % TiC* с МИО***	62,4	8735	0,07	3,18
AK9ч + 0,33 % (AK7 + 6 % TiC*)	56,0	7643	0,07	3,01
AK9ч+0,2 % (Al+10 %TiC**)	62,4	6551	0,10	5,66

в количестве, равноценном по содержанию Ti, чтобы в сумме содержание Ti осталось таким же. В работах [5, 6] отмечается получение чистой фазы TiC без образования интерметаллидов. Использование галоидной соли позволило получить наноразмерные частицы армирующей фазы (менее 100 нм). Использование физического метода воздействия на расплав МИО позволило получить сплав с более равномерным распределением частиц TiC по объему [5–7]. Для изучения возможности улучшения физико-механических свойств известных сплавов метод СВС в расплаве также применялся на основе сплавов типа силумин АК7 и АК9ч с различной концентрацией массовой доли карбидной фазы. В данной работе приведены результаты испытаний коррозионных и механических свойств полученных КМ.



7. Principles and methods for regulation of dispersed structure of SHS powders: from monocrystallites to nanoparticles / A.P. Amosov, I.P. Borovinskaya, A.G. Merzhanov, A.E. Sytchev // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 2005. – Vol. 14, N 3. – P. 165–186.

## **СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОДИСПЕРСНЫМИ КЕРАМИЧЕСКИМИ ЧАСТИЦАМИ**

**А.А. Жданок, В.А. Полубояров, З.А. Коротаева**

*Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского  
отделения Российской академии наук (ИХТТМ СО РАН),  
г. Новосибирск, [aleksandr-jdanok@rambler.ru](mailto:aleksandr-jdanok@rambler.ru)*

В работе приведены результаты исследования влияния нанодисперсных керамических порошков (НДП) на размер зерна нанокомпозитов, изготовленных на основе полиэтилена высокого давления (ПЭВД), литьевого полиуретана, и на структуру медных отливок. Показано, что добавление нанодисперсных модификаторов приводит к измельчению зерна полиэтилена, полиуретана и меди.

The article presents the results of investigating the influence of nano-dispersed ceramic powders (NDP) on the grain size of nanocomposites prepared on the basis of high-density polyethylene (LDPE) and castable polyurethane and on the structure of copper castings. It has been shown that the addition of nanodispersed modifiers leads to the grinding of polyethylene, polyurethane and copper grain.

Разработка и создание материалов с улучшенными характеристиками является необходимой задачей в современном мире, поскольку возрастают требования, предъявляемые к материалам конструкционного и функционального назначения в связи с расширением сферы их применения.

Согласно закону Холла-Петча [1, 2], изменения физико-механических свойств можно достичь варьированием размеров зерен металлов и полимеров при введении малых добавок веществ, частицы которых являются зародышами кристаллизации расплавов и химически с ними не взаимодействующих. Размеры зерен кристаллизации можно менять количеством зародышей. Согласно закону Холла-Петча, при уменьшении среднего размера зерна в 3–5 раз происходит увеличение твердости материала, при дальнейшем уменьшении среднего размера зерна более чем в 10 раз – увеличение пластичности (рис. 1).

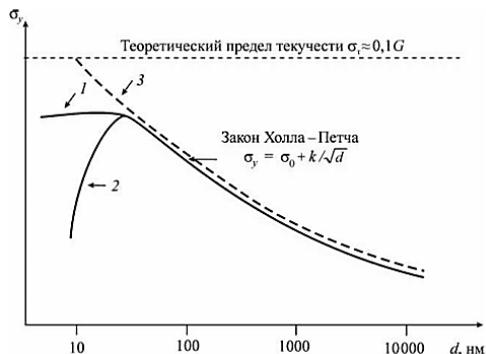


Рис. 1. Зависимость предела текучести ( $\sigma_y$ ) от размера зерна ( $d$ ) в материале:

1 и 2 – экспериментальные зависимости для различных материалов в области нарушения закона Холла-Петча; 3 – теоретическая зависимость,  $\sigma$  и  $k$  – константы материала

### Экспериментальные данные по влиянию модифицирования на свойства материалов

**Модифицирование меди.** Опыты, проведенные с целью изучения влияния УДП на структуру меди, показали, что введение УДП (SiC), полученного механической обработкой с веществом-протектором в медь в количестве 0,04 % масс. при температуре 1150 °С, приводит к уменьшению размеров зерна (рис. 2, б) по сравнению с медью без УДП (рис. 2, а). Уменьшение же количества УДП до 0,004 % масс. приводит к еще большему измельчению зерна (рис. 2, в).

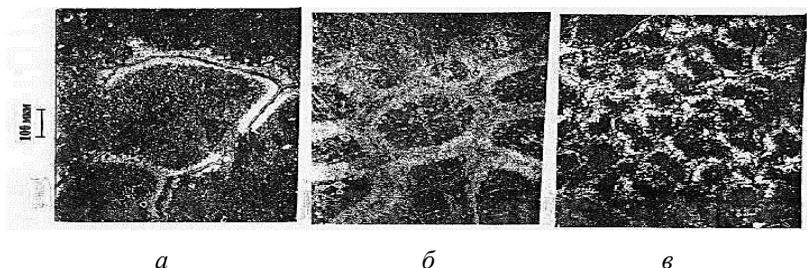


Рис. 2. Электронно-микроскопические снимки образцов меди: а) немодифицированный образец; б) 0,04% УДП SiC; в) 0,004 % УДП SiC

**Модифицирование полиэтилена.** Из электронно-микроскопических снимков образцов исходного (немодифицированного) полиэтилена, полученного экструзией (рис. 3, *а*) видно, что зерно имеет размер порядка 0,3 мкм. Термическое прессование исходного (немодифицированного) полиэтилена (рис. 3, *б*) приводит к увеличению размера зерна почти на порядок. Такое же термическое прессование после модифицирования керамическими нанопорошками  $\text{TiO}_2$  в количестве 5 % и 50 % (рис. 3, *в*, *г*) приводит к измельчению зерна полиэтилена до размеров порядка 0,1 мкм. Измельчением зерна полимера можно объяснить увеличение его износостойкости. При этом газопроницаемость полиэтилена падает в 1,5 раза, а паропроницаемость – в 1,7 раза.

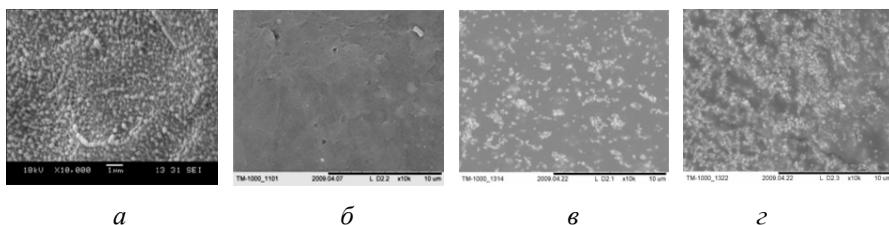


Рис. 3. Электронно-микроскопические снимки образцов исходного (немодифицированного) полиэтилена, полученного экструзией (*а*), термическим прессованием (*б*) и термическим прессованием после модифицирования керамическими нанопорошками: 5 %  $\text{TiO}_2$  (*в*) и 50 %  $\text{TiO}_2$  (*г*)

**Модифицирование полиуретанов.** В результате модифицирования литьевых полиуретанов (ЛПУ) наблюдаются структурные изменения, которые показаны на рис. 4. В структуре немодифицированного ЛПУ содержатся как крупные (~ 15 мкм), так и мелкие (~ 7 мкм) зерна полимера (рис. 4, *а*). При введении нанодисперсных керамических

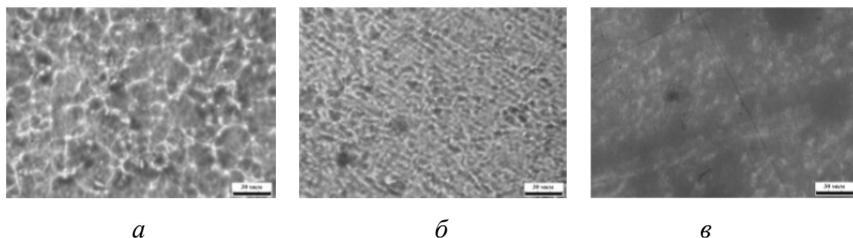


Рис. 4. Микрофотографии ЛПУ: *а* – немодифицированный образец; образцы модифицированный корундом ( $d_{cp} \sim 40$  нм): *б* – 0,001 % масс.; *в* – 2,5 % масс

частиц корунда ( $d_{cp} \sim 40$  нм) в количестве 0,0001...2,5 % масс. происходит уменьшение размера зерен полимера до  $\sim 2,5$  мкм (при содержании наполнителя 0,01 % масс.) (рис. 4, б) и образование более однородной структуры полимера.

### Выводы

Модифицирование полимеров наночастицами приводит к измельчению зерна полимера так же, как и модифицирование металлов.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of Results // Proceedings of the Physical Society. Section B. – London, 1951. – Vol. 64, iss. 9. – P. 747–753.

2. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1953. – Vol. 174. – P. 25–28.

## ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ НИТРИДНОЙ КОМПОЗИЦИИ TiN-BN МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА ИЗ АЗИДНЫХ СИСТЕМ «KBF<sub>4</sub>-NaN<sub>3</sub>-Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>» И «NH<sub>4</sub>BF<sub>4</sub>-NaN<sub>3</sub>-Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>»

**И.А. Керсон, Л.А. Шиганова**

*Самарский государственный технический университет,  
г. Самара, lou84@rambler.ru*

В данной работе представлены результаты исследования по получению наноструктурированной нитридной композиции TiN-BN в системе «галогенид бора – азид натрия – галогенид титана» по азидной технологии СВС. Технология СВС-Аз позволяет получать порошки, обладающие нужными свойствами, всего в одну стадию, без операции смешивания отдельно полученных порошков нитрида титана и нитрида бора, а также получать конечный продукт в виде микро- и наноразмерного порошка нитридной композиции TiN-BN за счет использования комплексных галоидных солей титана и бора. Таким образом, из систем «KBF<sub>4</sub>-NaN<sub>3</sub>-Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>» и «NH<sub>4</sub>BF<sub>4</sub>-NaN<sub>3</sub>-Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>» получен композиционный порошок на основе TiN и BN, который можно классифицировать как наноструктурированный порошок (нанопорошок).

This paper presents the results of a study on the preparation of nanostructured nitride composition TiN-BN in the «boron halide – sodium azide – titanium halide» system by azide SHS technology. SHS-Az tech-

nology allows to produce powders having the desired properties, only in one step, without blending operation separately prepared powders of titanium nitride and boron nitride, and obtain the final product in the form of micro- and nano-sized powder nitride compositions TiN-BN by using complex halides of titanium and boron. Thus, composite powder TiN and BN obtained from the systems « $\text{KBF}_4\text{-NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ » and « $\text{NH}_4\text{BF}_4\text{-NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ » can be classified as nanostructured powder (nanopowder).

Новый процесс получения тугоплавких соединений, в том числе и нитридов, получивший название самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), был открыт в 1967 году академиком А.Г. Мержановым и профессорами И.П. Боровинской и В.М. Шкиро [1, 2]. Из анализа работы [3] установлено, что композицию «нитрид элемента 1 – нитрид элемента 2» можно получить в одну стадию. Однако, получение композиции в режиме классического СВС приводит к тому, что исходная шихта будет состоять из смеси порошков элементов, частицы которых будут иметь непосредственный контакт. В связи с этим возможно химическое взаимодействие азотируемых элементов 1 и 2 в системе, например, «титан-бор» с образованием соответствующих бинарных соединений.

Известно, что для получения нитридных композиций нано- и микропорошков по ресурсосберегающей технологии СВС перспективно использовать такую ее разновидность, как азидная технология СВС (СВС-Аз). Технология СВС-Аз основана на использовании азида натрия  $\text{NaN}_3$  в качестве твердого азотирующего реагента и галоидных солей различного состава [4, 5]. Достоинствами азидной технологии СВС являются: а) низкие температуры и скорости горения; б) наличие побочных продуктов синтеза как в газовом, так и в конденсированном состояниях; в) применение газифицирующихся добавок, галоидных солей, содержащих азотируемый элемент и дополнительно щелочной металл ( $\text{KBF}_4$ ,  $\text{Na}_2\text{TiF}_6$ ) или аммонийную группу ( $\text{NH}_4\text{BF}_4$ ).

Целью данной работы являлось исследование процесса получения наноструктурированной нитридной композиции на основе TiN и BN в режиме СВС с использованием азида натрия и галоидных солей  $\text{KBF}_4$ ,  $\text{NH}_4\text{BF}_4$ ,  $\text{Na}_2\text{TiF}_6$ .

В настоящей работе были использованы галоидные соли, которые выпускаются промышленностью: тетрафторборат калия  $\text{KBF}_4$ ; тетрафторборат аммония  $\text{NH}_4\text{BF}_4$ ; гексафтортитанат аммония  $(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$ ; гексафтортитанат натрия  $\text{Na}_2\text{TiF}_6$ ; азид натрия  $\text{NaN}_3$  [5].

Проведение синтеза нитридной композиции TiN-BN в режиме СВС-Аз, измерение линейных скоростей и максимальных температур

горения проводились в лабораторном реакторе СВС-Аз постоянного давления с рабочим объемом 4,5 литра [5]. Результаты рентгенофазового анализа конечных продуктов горения говорят о наличии двух фаз: TiN и BN. Также установлено, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{KBF}_4\text{-NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ », имеет округлую форму, и средний размер частиц составляет 70...130 нм; форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $\text{KBF}_4\text{-NaN}_3\text{-}y\text{Na}_2\text{TiF}_6$ », имеет неправильную форму; форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{NH}_4\text{BF}_4\text{-NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ », имеет игольчатую форму, и средний размер частиц составляет 70...90 нм, а форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $\text{NH}_4\text{BF}_4\text{-NaN}_3\text{-}y\text{Na}_2\text{TiF}_6$ », имеет округлую и неправильную форму, и средний размер частиц составляет 170–200 нм.

С увеличением количества  $\text{NH}_4\text{BF}_4$  в исходной шихте в системе « $3\text{NH}_4\text{BF}_4\text{-16NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ » и  $\text{KBF}_4$  в исходной шихте в системе « $3\text{KBF}_4\text{-13NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ » размер частиц основной массы порошка составляет 100...200 нм. С увеличением количества галоидной соли  $\text{Na}_2\text{TiF}_6$  в исходной шихте в системах « $\text{NH}_4\text{BF}_4\text{-16NaN}_3\text{-}y\text{Na}_2\text{TiF}_6$ » и « $\text{KBF}_4\text{-15NaN}_3\text{-}y\text{Na}_2\text{TiF}_6$ » размер частиц основной массы порошка составляет 10...30 мкм. Таким образом, полученный из систем « $x\text{KBF}_4\text{-NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ » и « $x\text{NH}_4\text{BF}_4\text{-NaN}_3\text{-Na}_2\text{TiF}_6$ » композиционный порошок TiN-BN можно классифицировать как наноструктурированный композиционный порошок (нанопорошок).

*Авторы выражают благодарность заведующему кафедрой «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» СамГТУ, профессору Амосову Александру Петровичу за научное руководство.*

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части Государственного задания ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический университет» (код 1583).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Merzhanov A.G., Borovinskaya I.P. Historical retrospective of SHS: an auto-review // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 2008. – Vol. 17, iss. 4. – P. 242–265.
2. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: учеб. пособие. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 568 с.
3. Чухломина Л.Н., Максимов Ю.М., Верецагин В.И. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез композиционных нитридсодержащих керамических материалов. – Новосибирск: Наука, 2012. – 260 с.

4. Azides as reagents in SHS processes / A.P. Amosov, G.V. Bichurov, N.F. Bolshova, V.M. Erin, A.G. Makarenko, Yu.M. Markov // International Journal Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 1992. – Vol. 1, iss. 2. – P. 239–245.

5. Бичуров Г.В., Шиганова Л.А., Титова Ю.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридных композиций: монография. – М.: Машиностроение, 2012. – 519 с.

## **ФОРМИРОВАНИЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ ПУТЕМ СОВМЕСТНОГО ПЛАЗМЕННОГО ИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГ И ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК**

**Д.В. Лазуренко<sup>1</sup>, В.И. Мали<sup>2</sup>, Тёммес А<sup>1,3</sup>.**

<sup>1</sup>*Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск,*

<sup>2</sup>*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск,*

<sup>3</sup>*Университет прикладных наук, г. Висбаден, Германия,  
pavlyukova\_87@mail.ru*

В данной работе рассматривается возможность применения технологии совместного плазменного искрового спекания пресованных (SPS) порошковых заготовок и металлических пластин для формирования композитов типа «титан – алюминид титана» со слоистой структурой. По данной технологии были получены слоистые материалы с прослойками интерметаллида, имеющего неоднородную структуру, состоящую из частиц Ti, Al, Al<sub>3</sub>Ti и Al<sub>2</sub>Ti, а также обогащенных титаном фаз. Между структурными компонентами в интерметаллидном слое наблюдается небольшое количество пор. Поры были также зафиксированы на границах раздела «пластина – порошок», однако качество сцепления разнородных прослоек в композите было довольно высоким. Микротвердость прослоек интерметаллида и титана составила 5700 МПа и 1600 МПа соответственно.

In this study possibility of applying the spark plasma sintering (SPS) technology for simultaneous compacting of pre-sintered powder work pieces and metallic plates aimed to the formation of «titanium – titanium aluminide» composites with laminate structure was considered. Laminate materials with inhomogeneous intermetallic layers consisted of Ti, Al, Al<sub>3</sub>Ti and Al<sub>2</sub>Ti as well as Ti-enriched phases was fabricated by this technology. A small amount of voids was observed between structural components of

the intermetallic layers. Voids were also detected at «metal-intermetallic» interfaces; however, the quality of connection between different layers in the composite was very high. Microhardness of intermetallic and titanium layers was 5700 MPa and 1600 MPa respectively.

Слоистые композиты с интерметаллидной составляющей, обладающие повышенным комплексом физико-механических свойств, являются на сегодняшний день перспективными материалами конструкционного и функционального назначения. Одним из основных способов формирования материалов такого типа является нагрев пакета из металлических пластин, вступающих при повышенной температуре в химическое взаимодействие с образованием интерметаллидной фазы до температуры, близкой к температуре плавления наиболее легкоплавкого компонента [1]. Основным недостатком указанной технологии является длительность процесса формирования интерметаллидной составляющей.

В качестве альтернативной технологии, позволяющей реализовать ускоренное взаимодействие компонентов, в работе предлагается использовать искровое плазменное спекание (SPS), которое позволяет синтезировать интерметаллиды из металлических порошковых смесей [2], а также получать интерметаллидные прослойки на границах разнородных металлических пластин [3].

Комбинирование порошковых смесей с металлическими пластинами может способствовать существенному ускорению процесса формирования алюминидов титана, поскольку процессы взаимодействия разнородных металлов будут происходить не на границах раздела металлических пластин, а во всем объеме порошкового материала, т. е. использование смеси порошков позволит увеличить суммарную протяженность границ раздела металлических фаз.

Таким образом, в работе были проведены экспериментальные исследования по SPS заготовок, состоящих из поочередно расположенных титановых фольг толщиной 0,5 мм, и пластин, состоящих из предварительно прессованной и прокатанной до 0,4 мм смеси порошков алюминия и титана. Спекание осуществлялось на установке для SPS Labox-1575 при температуре 830 °C и давлении 40 МПа. Длительность спекания составила 10 минут.

Структурные исследования показали, что в процессе SPS были сформированы слоистые материалы, состоящие из поочередно расположенных титановых и интерметаллидных прослоек. Структура интерметаллида была неравномерной. Микрорентгеноспектральный ана-

лиз выявил участки с различным содержанием алюминия и титана в интерметаллидном слое. Рентгенофазовый анализ позволил установить, что данные участки соответствовали алюминидам титана различного состава. Удалось надежно установить формирование таких соединений, как  $Al_3Ti$  и  $Al_2Ti$ . Кроме того, в структуре интерметаллидного слоя могли предположительно содержаться обогащенные титаном фазы. Химический состав локальных областей интерметаллидного слоя соответствовал, например, соединению  $Ti_3Al$ , в котором может содержаться от 22 до 36 ат. % Al или  $TiAl$  с содержанием алюминия от 51 до 62 ат. %. Отсутствие на рентгенограмме пиков этих фаз свидетельствовало об их низкой объемной доле в композите. Кроме того, в интерметаллидном слое были обнаружены участки, соответствующие 100 %-му содержанию исходных компонентов (титана и алюминия), что является показателем недостаточной длительности или температуры протекания реакции в системе. Следует отметить, что между структурными компонентами (частицами исходных металлов и интерметаллидных включений) присутствуют дефекты (преимущественно поры).

Поры также были обнаружены на границах раздела металлических и интерметаллидных прослоек, однако их содержание – невысокое. В целом сцепление между слоями довольно прочное, что обусловлено взаимодействием титана и порошковой смеси на границах раздела. Особенностью, характерной для стыков порошковых и металлических слоев, является формирование дополнительной железосодержащей фазы в тонкой прослойке материала, прилегающего к границе. Ее появление было вызвано взаимодействием компактированных заготовок из порошков титана и алюминия со стальными пластинами, используемыми в процессе прокатки для предотвращения налипания материала заготовок на валки. Для предотвращения образования дополнительных фаз в материале рекомендуется использовать в качестве барьера пластины из материалов, не реагирующих с исходными компонентами.

ДюрOMETрические исследования показали, что микротвердость сформированного в процессе SPS интерметаллидного слоя сопоставима с микротвердостью фазы  $Al_3Ti$  (5700 МПа). Микротвердость титана в композите составила 1600 МПа.

*Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках гранта Президента РФ (контракт № 14.Z56.14.5482-МК).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Vecchio K.S.* Synthetic multifunctional metallic-intermetallic laminate composites // JOM: Journal of the minerals, metals and materials society. – 2005. – Vol. 57, iss. 3. – P. 25–31.

2. *Mei B., Miyamoto Y.* Preparation of Ti-Al intermetallic compounds by spark plasma sintering // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. – 2001. – Vol. 32, iss. 3. – P. 843–847.

3. Формирование слоистых металл-интерметаллидных композиционных материалов с использованием метода SPS / В.И. Мали, Д.В. Лазуренко, А.Г. Анисимов, П.С. Ярцев // Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей: 3 науч. семинар, Москва, 12–14 мая 2014 г.: тез. докл. – М.: НИЯУ МИФИ, 2014. – С. 17–19.

## ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АТОМНО-СЛОЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТАБИЛЬНОСТИ КАТОДОВ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ

**М.Ю. Максимов<sup>1</sup>, А.М. Румянцев<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, г. Санкт-Петербург*

<sup>2</sup>*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, maximspbstu@mail.ru*

В данной работе были проведены исследования по изучению влияния пассивационных покрытий оксида алюминия, нанесенных методом атомно-слоевого осаждения непосредственно на пористые электроды из кобальтата лития, на циклическую стабильность литий-ионных аккумуляторов. В результате анализа экспериментальных данных было выявлено увеличение циклического ресурса электродов с пассивационными покрытиями.

The effect of passivation coating of aluminum oxide deposited by atomic layer deposition directly on the porous electrodes of lithium cobalt oxide on the cyclic stability of lithium-ion batteries was investigated. The result of analysis of the experimental data showed an increase in cyclic life of the electrodes with a passivation coating.

## Введение

Литий-ионные аккумуляторы широко применяются как источники энергии в портативных электронных устройствах, в биологических имплантатах, электромобилях и т. д.

На сегодняшний день для улучшения характеристик литиевых источников тока применяют наноразмерные (наноструктурированные) материалы, разрабатывают новые материалы и композиции, создают наноконпозиционные материалы (пассивация поверхности активного материала, капсулирование и др.), меняют конфигурацию, а также архитектуру аккумуляторов [1].

Создание наноконпозиционных материалов может быть успешно осуществлено с использованием метода атомно-слоевого осаждения (АСО) [2, 3], в частности, для увеличения стабильности  $\text{LiCoO}_2$  [4].

### **Экспериментальная часть**

В процессе экспериментальной работы были получены образцы электродов на основе коммерческого кобальтата лития фирмы Shanghai Shanshan, КНР (LC108R), которые состояли из 90 масс.%  $\text{LiCoO}_2$ , 5 масс.% сажи и 5 масс.% поливинилиденфторида.

Для выявления влияния пассивационных покрытий на электроды диаметром 16 мм были нанесены тонкие пленки оксида алюминия методом АСО с применением в качестве исходных веществ триметилалюминия и деионизированной воды. Температура синтеза 150 °С, число последовательных подач реагентов в реакционную камеру – 20. В качестве несущего газа использовали азот.

Полученные электроды с покрытиями и без него использовали при изготовлении макетов дисковых аккумуляторов. Технологические параметры электрохимических испытаний представлены в [5].

### **Результаты и обсуждения**

Исходный порошок кобальтата лития имеет ромбоэдрическую кристаллическую структуру (ICDD № 00-016-0427). Средний размер частиц порядка 5,6 мкм, частицы агломерированы. Стоит отметить, что крупные агломераты (порядка 10 мкм) состоят из более мелких частиц. Плотность порошка, измеренная в соответствии с ГОСТ 19440-94, варьировалась в пределах 1,45...1,60 г/см<sup>3</sup>. Плотность порошкового материала после утряски, определенная по ГОСТ 25279-93, составляла 1,65...1,75 г/см<sup>3</sup>.

При проведении электрохимических испытаний удельная емкость электродов составила 148 мА · ч/г. Негативного влияния пассивирующего покрытия на внутреннее сопротивление аккумулятора не наблюдалось. Для исследования влияния пассивационного покрытия на циклический ресурс аккумуляторов было проведено длительное циклирование (более 800 циклов заряд-разряд).

Согласно полученным результатам образцы с пассивационными покрытиями оксида алюминия имеют на 30 % больший циклический ресурс (прогнозируемое значение при разрядной емкости 80 % первоначального).

### **Выводы**

Таким образом, тонкопленочное пассивирующее покрытие из  $Al_2O_3$  оказывает положительное влияние на циклический ресурс катода, при этом не увеличивая его внутреннего сопротивления.

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. *Tarascon J.M., Armand M.* Issues and challenges facing rechargeable lithium batteries // *Nature*. – 2001. – Vol. 414, N 6861. – P. 359–367.

2. Применение метода атомно-слоевого осаждения для создания тонкопленочных литий-ионных аккумуляторов на основе оксида олова (IV) / А.А. Попович, М.Ю. Максимов, О.В. Никифорова, А.Д. Хайдоров // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. – 2014. – № 2 (195). – С. 141–148.

3. Atomic layer deposition for nanostructured Li-ion batteries / H.C.M. Knoops, M.E. Donders, M.C.M. van de Sanden, P.H.L. Notten, W.M.M. Kessels // *Journal of Vacuum Science & Technology A*. – 2012. – Vol. 30, iss. 1. – P. 010801–1–010801–10.

4. Enhanced stability of LiCoO<sub>2</sub> cathodes in Lithium-ion batteries using surface modification by atomic layer deposition / Y.S. Jung, A.S. Cavanagh, A.C. Dillon, M.D. Groner, St.M. Georgee, S.-H. Lee // *Journal of the Electrochemical Society*. – 2010. – Vol. 157, iss. 1. – P. A75–A81.

5. Применение метода атомно-слоевого осаждения для повышения стабильности работы материала катода литий-ионных аккумуляторов / А.А. Попович, М.Ю. Максимов, А.М. Румянцев, А.А. Соболева, П.А. Новиков // *Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ'2014): тр. междунар. науч.-техн. конф., г. Санкт-Петербург, 24–28 июня 2014 г.* – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2014. – С. 317–319.

## **МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 10X10K3B2MФБР**

**Р.В. Мишнев, Н.Р. Дудова, Р.О. Кайбышев**

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, mishnev91@mail.ru*

В работе рассмотрено поведение жаропрочной мартенситной стали 10X10K3B2MФБР при испытании на малоцикловую усталость (МЦУ) с размахом деформации от 0,3 до 2 % при 20, 500, 600 и 650 °С.

Low cycle fatigue behavior of a 10 % Cr martensitic steel with 3 % Co and 80 ppm of boron was studied under fully reversed tension–compression loading at room and elevated temperatures of 500, 600 and 650 °C. Total strain amplitude was controlled from 0,3 % to 2 %.

Жаропрочные высокохромистые стали мартенситного класса являются перспективными материалами для применения в теплоэнергетической промышленности [1]. Сталь 10X10K3B2MФБР разработана на основе стали P92 путем добавления 3% Co и снижения содержания В до 0,008 % [2]. Данная сталь демонстрирует высокое сопротивление ползучести при повышенных температурах [3], что обусловлено высокой стабильностью неравновесной структуры отпущенного мартенсита. Помимо высокой длительной прочности, к данным сталям предъявляется требование низкой склонности к разупрочнению в результате МЦУ, которая может проявляться в рабочих режимах при запуске оборудования либо может быть связана с перепадами в режиме работы теплоэлектростанций. В данной работе изучалось поведение стали 10X10K3B2MФБР при испытании на МЦУ при комнатной и повышенных температурах 500...650 °C.

Сталь была подвергнута закалке при 1060 °C и отпуску при 770 °C в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе. Испытания на МЦУ проводились при жестком нагружении на испытательной машине Instron 8801 при температурах 20, 500, 600 и 650 °C с различным размахом деформации в интервале от 0,3 до 2 % при постоянной скорости деформации  $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . При аналогичных температурах и скорости деформации  $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  проводились испытания на одноосное растяжение. Исследование тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEOL-2100.

Сталь 10X10K3B2MФБР после закалки и отпуска имеет структуру мартенсита отпуска с размером исходных аустенитных зерен (ИАЗ) 35 мкм с высокой плотностью дислокаций ( $1,7 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) внутри мартенситных реек шириной 460 нм (рис. 1).

При испытании на одноосное растяжение (рис. 2, *a*) обнаружено, что с увеличением температуры от комнатной до 500 °C происходит увеличение коэффициента деформационного упрочнения от 1,23 до 1,3 на начальной стадии деформации, при последующем увеличении температуры коэффициент постепенно снижается до 1,07. Это свидетельствует о снижении способности стали к деформационному упрочнению выше температуры 500 °C.

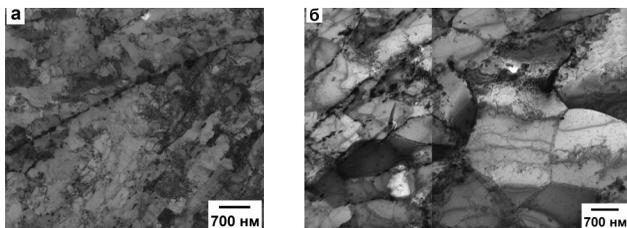


Рис. 1. Структура стали:

*а* – после закалки и отпуска; *б* – после испытания на МЦУ (650 °С и 1,2 %)

Результаты исследования усталостного поведения стали приведены на рис. 2, *б-г*. С увеличением размаха деформации и температуры испытания количество циклов до разрушения уменьшается (рис. 2, *б*).

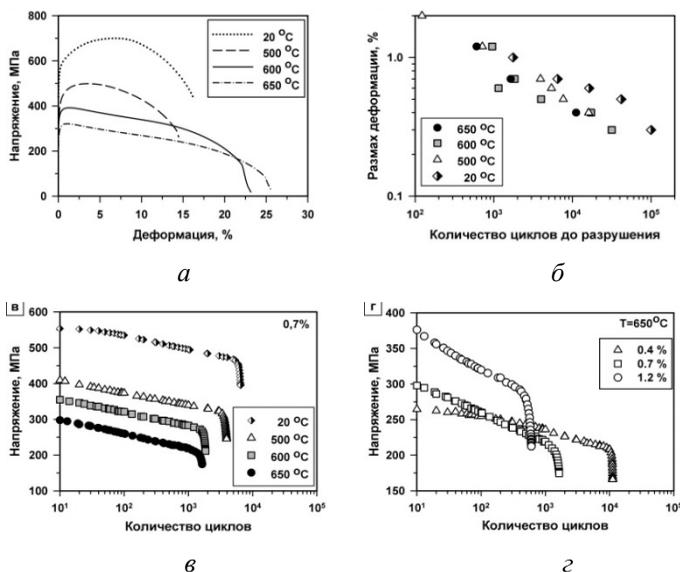


Рис. 2. Поведение стали 10X10K3B2MФБР при механических испытаниях

Сталь демонстрирует непрерывное разупрочнение до разрушения при циклическом нагружении как при комнатной, так и при повышенных температурах (рис. 2, *в*, *г*). Кривые изменения напряжения от количества циклов могут быть описаны степенным законом [4]:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K \left( \frac{\Delta\varepsilon}{2} \right)^n,$$

где  $K$  – коэффициент циклической прочности;  $n$  – показатель степени при степени деформации, коэффициент циклического упрочнения;  $\Delta\sigma$  – амплитуда напряжения;  $\Delta\varepsilon$  – амплитуда деформации.

Изменение значений коэффициентов  $K$  и  $n$ , определенных из кривых напряжение – количество циклов при размахе деформации 0,7 %, свидетельствует о том, что степень циклического разупрочнения увеличивается с увеличением температуры испытания. Для 20, 500, 600 и 650 °С коэффициенты  $K$  и  $n$  соответственно равны (2,76 и –0,02), (2,64 и –0,04), (2,59 и –0,05) и (2,53 и –0,06).

Анализ микроструктурных изменений после испытаний на МЦУ показал, что циклическое разупрочнение стали происходит под влиянием циклических напряжений в результате возврата мартенситной структуры, трансформации речной структуры в субзеренную. Так, в образце, испытанном при температуре 650 °С с размахом деформации 1,2 % (рис. 1, б), время испытания которого составило около 20 мин, средний размер дисперсных частиц не изменился, но была выявлена трансформация структуры мартенсита отпуска в субзеренную структуру, при этом ширина реек увеличилась с 460 до 1240 нм, их границы стали неровными, образовались субзерна размером около 1 мкм, плотность дислокаций внутри реек и субзерен уменьшилась примерно на порядок до  $3 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, соглашение № 14-29-00173.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Effect of stress on creep deformation property of ASME Grade P92/T92 steels / K. Kimura, K. Sawada, H. Kushima, K. Kubo // International Journal of Materials Research. – 2008. – Vol. 99, iss. 4. – P. 395–401.
2. Dudova N., Mishnev R., Kaibyshev R. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of boron containing 10 %Cr steel // ISIJ International. – 2011. – Vol. 51, N 11. – P. 1912–1918.
3. Dudova N., Mishnev R., Kaibyshev R. Microstructure and mechanical properties of 3 %Co modified P92 steel // Proceedings of the 12<sup>th</sup> International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures. May 27–31, 2012, Kyoto, Japan. – Kyoto: The Japan Institute of Metals, 2012.

4. Influence of temperature on the low cycle fatigue behavior of a modified 9Cr-1Mo ferritic steel / A. Nagesha, M. Valsan, R. Kannan, K. Bhanu Sankara Rao, S.L. Mannan // International Journal of Fatigue. – 2002. – Vol. 24, iss. 12. – P. 1285–1293.

## **РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПСЕВДОЛИГАТУР ИЗ ПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ И НИКЕЛЯ ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СПЛАВОВ**

**Е.А. Носова, А.А. Кузина, А.В. Куц**

*Самарский государственный аэрокосмический университет  
им. академика С.П. Королева (национальный исследовательский  
университет), г. Самара, eanosova@mail.ru*

Исследовано уплотнение при прессовании и спекании брикетов из алюминиевого порошка со средним размером частиц от 50 до 150 мкм с удельной поверхностью  $S_{уд} = 0,26 \text{ м}^2/\text{г}$  и никелевого порошка со средним размером частиц от 25 до 100 мкм с удельной поверхностью  $S_{уд} = 0,03 \text{ м}^2/\text{г}$ . Давление прессования изменяли от 15 до 45 МПа. Спекание брикетов проводилось при температурах 300...800 °С с выдержкой 12...21 мин. Показано, что приложение высоких давлений, невысоких температур и малых выдержек позволяет получить псевдолигатуры из порошка алюминия с пористостью до 32 % и порошка никеля с пористостью до 30 %.

Compacting is investigated when pressing and sintered briquettes of aluminum powder with an average particle size from 50 to 150 microns with the specific surface area  $S_{sp} = 0.26 \text{ m}^2/\text{g}$  and nickel powder with an average particle size from 25 to 100 microns with the specific surface area  $S_{sp} = 0.03 \text{ m}^2/\text{g}$ . Pressing pressure was varied from 15 to 45 MPa. Sintering of briquettes conducted at temperatures 300...800 °C with self control 12...21 minutes. It is shown that the application of high pressure, low temperatures and small self-controls allows to receive pseudo-ligatures from aluminum powder with porosity to 32 % and powder of nickel with porosity to 30 %.

### **Введение**

Увеличение дисперсности и упорядоченности структуры алюминиевых и никелевых сплавов в процессе их литья возможно при использовании псевдолигатур, являющихся псевдокомпозиционными материалами с металлической матрицей, содержащих модификаторы в качестве наполнителей.

Целью данной работы было оценить влияние режимов прессования и спекания порошков алюминия и никеля в качестве матричных материалов псевдолигатур.

## Материал и методика эксперимента

Исследовали уплотнение порошков, свойства которых приведены в таблице. Гранулометрический состав порошков определяли ситовым анализом, удельную площадь поверхности порошков  $S_{уд}$  – методом секущих, насыпную массу – с помощью волюмометра, а сыпучесть – методом Холла. Средний размер частиц  $d$  рассчитывали из полученных значений  $S_{уд}$ :  $d_{Al} = 100$  мкм,  $d_{Ni} = 63$  мкм.

Таблица 1

### Физические и технологические свойства исследуемых порошков

Порошок	Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г	Насыпная масса, г/см <sup>3</sup>	Сыпучесть, г/с	Гранулометрический состав, мкм
Al	0,26	0,6	0,7	50...150
Ni	0,03	3,8	4,5	25...100

Одноосное уплотнение порошков проводили в цилиндрической пресс-форме с внутренним диаметром 20 мм, высота брикетов составляла 10...15 мм. Давление прессования изменяли от 15 до 45 МПа. Спекание прессовок осуществлялось при температурах 300...500 °С с выдержкой 12...18 мин – для алюминиевого порошка и при температурах 600...800 °С, 15...21 мин – для никелевого порошка.

Относительную плотность полученных псевдолигатур определяли по формуле [1]:

$$\theta = \frac{\gamma_{\text{прес}}}{\gamma_{\text{компакт}}} 100 \%,$$

где  $\gamma_{\text{прес}}$  – расчетная плотность прессовки, г/см<sup>3</sup>;  $\gamma_{\text{компакт}}$  – плотность компактного металла, г/см<sup>3</sup>.

Пористость полученных брикетов рассчитывали по формуле [1]:

$$П = 100 - \theta,$$

где  $П$  – пористость материала, %;  $\theta$  – относительная плотность, %.

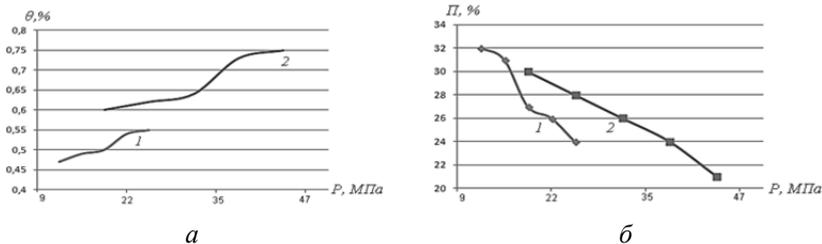
С помощью металлографического микроскопа определяли средний размер частиц после прессования и спекания.

### Результаты и их обсуждение

На рисунке представлены зависимости относительной плотности компактов  $\theta$  (а) и пористости брикетов  $П$  (б) из порошков алюминия и

никеля в зависимости от давления прессования  $P$ . Из рисунка (а) видно, что наиболее интенсивное уплотнение алюминиевого порошка происходит при давлениях 20...22 МПа, а никелевого порошка – 38...41 МПа. На рисунке (б) видно, что с увеличением давления прессования пористость брикетов снижается.

Средний размер частиц после спекания составил  $d_{Al} = 104$  мкм и  $d_{Ni} = 67$  мкм.



Зависимости относительной плотности компактов  $\theta$  (а) и пористости  $\Pi$  (б) от давления прессования  $P$ :

1 – алюминиевый порошок; 2 – никелевый порошок

С увеличением давления прессования увеличивается плотность брикетов и степень деформации частиц порошка. Нагрев вызывает релаксацию напряжений за счет процессов возврата и рекристаллизации. Высокие температуры нагрева способствуют ускоренной релаксации и коагуляции частиц [2].

В данной работе спекание проводилось при относительно невысоких температурах во избежание собирательной рекристаллизации частиц и глубокого спекания всей прессовки. Спекание частиц порошка проводилось лишь в поверхностных слоях брикета для сохранения их прочности [3].

## Выводы

Наиболее интенсивное уплотнение алюминиевого порошка происходит при давлениях 20...22 МПа, никелевого порошка – 38...41 МПа. Приложение высоких давлений относительно невысоких температур и малых выдержек не приводит к укрупнению зеренной структуры брикетов из порошка алюминия с пористостью до 32 % и порошка никеля с пористостью до 30 %.

*Работа выполнена при государственной поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации мероприятий Программы повышения конкурентоспособности СГАУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 годы.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В.* Процессы порошковой металлургии: учебник для вузов. В 2 т. – М.: МИСиС, 2001. – 684 с.
2. *Колбасников Н.Г.* Теория обработки металлов давлением. Физические основы прочности и пластичности металлов. – СПб.: СПбГПУ, 2004. – 268 с.
3. *Степанов Ю.Н.* Особенности начальной стадии спекания нанопорошков с окисленной поверхностью // Физика и химия обработки материалов. – 2010. – № 6. – С. 51–55.

## ОПТИМИЗАЦИЯ РАЗМЕРА ОБРАЗЦА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ДИФфуЗИОННОГО ВОДОРОДА В МЕТАЛЛЕ

**О.В. Панченко, А.М. Левченко, В.А. Кархин**

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
г. Санкт-Петербург, info@weldcenter.ru*

Расчетным способом найдены оптимальные размеры образца для определения содержания водорода в наплавленном металле. Проведено расчетное и экспериментальное сравнение результатов использования стандартного образца по ГОСТ 23338 и образца с рассчитанными размерами для определения содержания диффузионного водорода.

The optimal specimen size for determination of hydrogen in deposited metal is estimated using calculation method. The comparison of experimental and calculation results of use of standard GOST 23338 and estimated specimens for determination of hydrogen in deposited metal is provided.

## Введение

Водород в металлических материалах может приводить к образованию дефектов, а иногда к разрушению материала. Подобное воздействие водорода особенно опасно после сварки. Поэтому определение содержания водорода для сварочных материалов производится регулярно. Актуальность настоящей работы обосновывается тем, что исследователи различных стран не пришли к единому мнению о размере стандартного образца, используемого для определения: в российском стандарте указан образец  $100 \times 25 \times 8$  мм [1], в стандарте США –  $80 \times 25 \times 12$  мм [2], в международном стандарте ISO –  $30 \times 15 \times 10$  мм [3].

## Расчетная оптимизация размеров

Для проведения настоящего анализа был использован расчетный метод, представленный в работе [4].

Объем выделившегося водорода в момент времени  $t$ , мм<sup>3</sup> [4]:

$$\begin{aligned}
 Q(t) &= Q_{int}(t) - 2 \int_0^L \int_0^{W/2} \int_0^H C(x, y, z, t) dx dy dz = \\
 &= Q_{int}(t) - \frac{C_0}{4} \sum_{k=1}^K \sum_{i=-\infty}^{\infty} \sum_{r=-1,1} r \sum_{s=-1,1} s \int_0^L \Phi \left( \frac{x - E_{kirs}}{\sqrt{4D(t-t_k)}} \right) dx \times \\
 &\quad \times \sum_{m=1}^M \sum_{i=-\infty}^{\infty} (-1)^{|i|} \sum_{r=-1,1} r \int_0^{W/2} \Phi \left( \frac{y - G_{mirs}}{\sqrt{4D(t-t_k)}} \right) dy \times \\
 &\quad \times \sum_{i=-\infty}^{\infty} \sum_{r=-1,1} r \sum_{s=-1,1} s \int_0^H \Phi \left( \frac{z - P_{mirs}}{\sqrt{4D(t-t_k)}} \right) dz ; \\
 E_{kirs} &= 2iL - (r+1)(l'_k + l''_k) / 2 - (s+1)(l'_k - l''_k) / 2 + l'_k ; \\
 P_{mirs} &= 2iH - (r+1)(h'_m + h''_m) / 2 - (s+1)(h'_m - h''_m) / 2 + h'_m , \\
 G_{mirs} &= iW - rw_m / 2 ; \\
 Q_{int}(t) &= \begin{cases} C_0 A_w v t D / D_h, & \text{если } t < t_w, \\ C_0 A_w L, & \text{если } t \geq t_w; \end{cases}
 \end{aligned}$$

где  $\Phi$  – интеграл ошибок;  $L$  – длина образца;  $W$  – ширина;  $H$  – толщина;  $l'_k, l''_k, w_m, h'_m, h''_m$  – геометрические параметры слоев ( $m$ ) и участков ( $k$ ), на которые разбит расчетный шов;  $t_k$  – момент выполнения  $k$ -го участка шва;  $C_0$  – начальная концентрация водорода;  $A_w$  – поперечное сечение сварного шва;  $t_w$  – время сварки;  $v$  – скорость сварки.

Одним из критериев оптимизации принята величина

$$q = (Q_{int}(t_w) - Q_0) / Q_{int}(t_w),$$

где  $Q_0$  – количество водорода, выделившегося до момента начала измерений;  $q$  – доля измеренного водорода к объему водорода, внесенного в металл.

При варьировании значений  $L$ ,  $W$ ,  $H$  рассчитан максимум  $q = 0,777$  ( $L = 35$  мм,  $W \geq 15$  мм (рис. 1),  $H \geq 3,5$  мм,  $H$  не вносит заметного влияния в величину критерия). Воспользовавшись аналитическим решением для расчета потока водорода через любую поверхность образца в любой момент времени [4], рассчитали доли водорода, выделившиеся через различные стороны образцов до начала измерений (рис. 2). Увеличение длины приводит к увеличению доли водорода, выделившегося через верхнюю поверхность образца, уменьшение – к увеличению потерь через торцы, уменьшение ширины – к потерям через боковые поверхности.

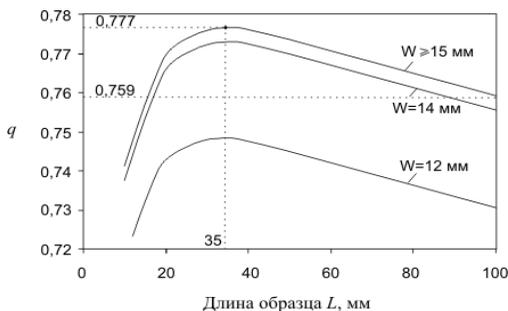


Рис. 1. Расчетное значение доли измеренного водорода при изменении  $L$  и  $W$  образца

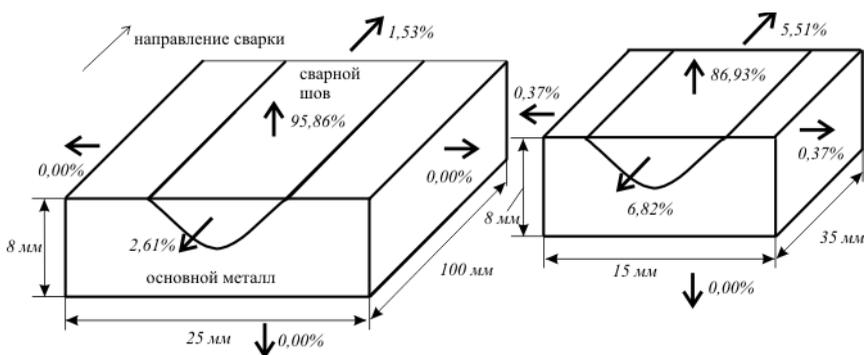


Рис. 2. Расчетное значение долей водорода, выделяющегося через различные поверхности образцов  $100 \times 25 \times 8$  мм и  $35 \times 15 \times 8$  мм до начала измерений

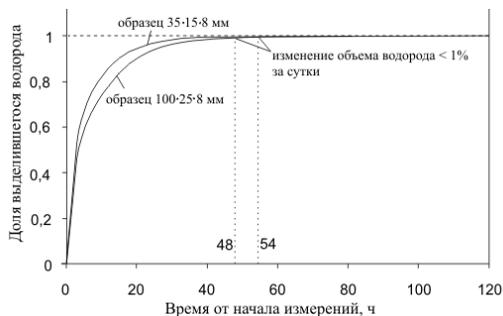


Рис. 3. Расчетная кривая выделения водорода во времени

Другой критерий – время, за которое выделится весь водород (рис. 3). В международном стандарте момент окончания выделения водорода – время, по истечении которого количество выделившегося водорода не изменяется более чем на 1 % в течение 24 часов [3].

### Экспериментальная проверка

На образцах  $100 \times 25 \times 8$  мм и  $35 \times 15 \times 8$  мм эксперимент показал, что среднее значение для малого образца  $4,76 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , для большого  $4,58 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , при этом фактический разброс результатов измерений 7...10 % превосходит различие в долях измеренного водорода, составляющее 1,8 % ( $0,777 - 0,759 = 0,018$ ) (см. рис. 1).

Использование малых образцов в эксперименте позволило сократить время измерения на 13 %, что хорошо согласуется с расчетными данными (11 %) (рис. 3).

### Вывод

Оптимальными размерами образца для определения содержания водорода в металле являются: длина 35 мм, ширина более 15 мм, толщина более 3,5 мм. Использование данного образца может снизить потери водорода и увеличить точность измерения. Сравнение результатов измерения для образца с определенными в настоящей работе размерами позволяет экономить 11...13 % времени по отношению к стандартному образцу ГОСТ 23338.

## ЛИТЕРАТУРА

1. ГОСТ 23338-91. Сварка металлов. Методы определения содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и металле шва. – Введ. 01.07.1992. – М.: Изд-во стандартов, 1991. – 21 с.
2. ANSI/AWS A4.2-93 (R2009). Standard methods for determination of the diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding. – 19 p.
3. ISO 3690:2012. Welding and allied processes. Determination of hydrogen content in arc weld metal. – 23 p.
4. Karkhin V.A., Levchenko A.M. Computer-aided determination of diffusible hydrogen in deposited weld metal // Welding in the World. – Vol. 52, iss. 3–4. – 2008. – P. 3–11.

## ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ СЛИТКОВ СПЛАВА Ti-Nb

**Е.А. Парилов<sup>1</sup>, А.В. Беляков<sup>1</sup>, Ж.Г. Ковалевская<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский  
политехнический университет, г. Томск*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения  
СО РАН, г. Томск, john1300@mail.ru*

Проведен микроструктурный анализ, оценка значений нано- и микротвердости, а также модуля упругости трех слитков сплава Ti-Nb. Определено, что слиток с 40 мас. % Nb обладает максимальной однородностью по структуре, фазовому составу и физико-механическим свойствам.

Microstructures analysis, nano- and microhardness and elastic modulus of three bars of Ti-Nb alloy were estimated. It was determined that bar with 40 wt. % Nb has a maximum homogeneity in the structure, phase composition and physics-mechanical properties.

Задача формирования компактного однородного материала при получении сплава Ti-Nb решается плавкой [1]. Авторы работы используют получаемые при плавке слитки для изготовления заготовок интенсивной пластической деформацией (ИПД) [2]. Многоступенчатая обработка давлением слитка, включающая несколько операцийковки в стесненных условиях и прокатки, обеспечивает формирование в получаемой заготовке структуры с зерном субмикронного размера. Одним из условий формирования заготовок высокого качества является использование

слитков с однородной структурой, так как неоднородность строения слитка может наследоваться получаемой заготовкой [3].

В данной работе проведена оценка строения слитков сплава Ti-Nb разного химического состава, полученных электродуговой плавкой неплавящимся электродом в медном тигле. Определен фазовый состав слитков, строение в разных зонах слитка и физико-механические свойства отдельных структурных составляющих. Это позволило выбрать состав сплава для получения качественных заготовок для ИПД.

Слитки сплавов были получены в Центральном институте цветных металлов, г. Пекин (КНР). Для получения слитков сплава Ti-Nb использовалась печь электродуговой плавки с нерасходуемым электродом. Плавка проводилась в атмосфере инертного газа при избыточном давлении при напряжении 30...40 В и токе  $30 \cdot 10^3$  А. В процессе плавки шихтовый материал попадал в лунку, причем дуга вращалась таким образом, чтобы весь материал оказался расплавлен. Скорость плавки очень мала, так как только при очень медленном перемещении дуги обеспечивалось полное расплавление. Для получения большей однородности получаемого сплава слиток проплавливали пять раз с переворачиванием.

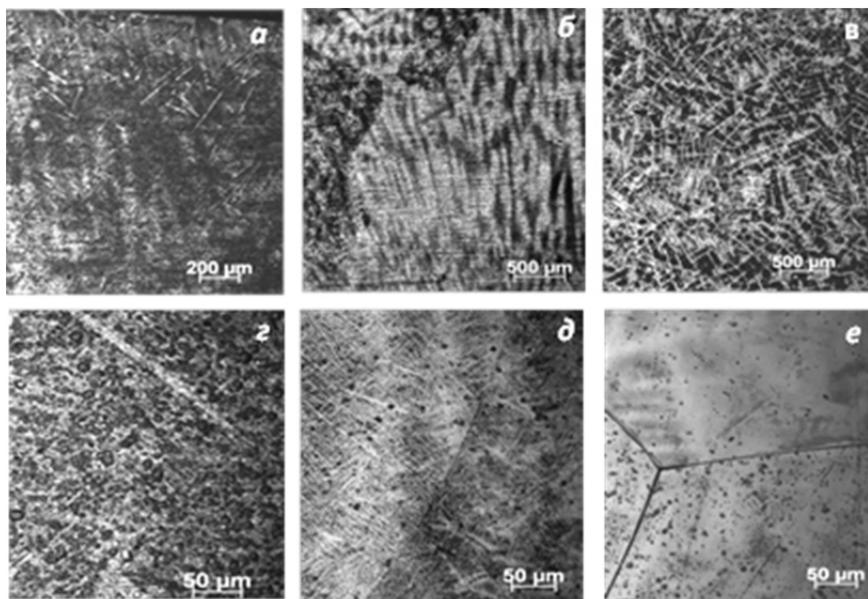
Были получены слитки сплава Ti-Nb с разной концентрацией – 10, 25 и 40 мас. % Nb. Лигатурой служил сплав 50 мас. % Nb, к которому добавлялся технически чистый титан. Получаемый слиток повторял форму лунки в виде пуговицы диаметром 80 мм и высотой 20 мм. Вес одного слитка составлял около 350 г.

Из фрагментов слитка изготавливались поперечные шлифы. Однородность слитка по элементному составу оценивалась на рентгенофлуоресцентном спектрометре Shimadzu XRF 1800. Оптическая микроскопия проводилась на микроскопах CarlZeissAxioObserver. Травитель: в равных объемных долях вода, плавиковая и азотная кислота. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на индентер 100 г. Значения модуля Юнга и нанотвердости с нагрузкой на индентер 30 г определяли на приборе «Nano Hardness Tester» NHT-S-AX-000X методом невозстановленного отпечатка.

Рентгенофлуоресцентный анализ проводился на определенных участках поверхности поперечного шлифа каждого слитка в двух областях у края и ближе к центру слитка. Диаметр анализируемой зоны составлял 3 мм. Полученные результаты показали, что элементный состав в исследованных областях близок друг к другу в слитках всех составов. Для сплава Ti-10 мас. % Nb концентрация Nb во всех областях составила 10,1 мас. %, для сплава Ti-25 мас. % Nb – 24,8 мас. %, а

для сплава Ti-40 мас. % Nb – 38,6 мас. %. Следовательно, изменение концентрации в разных точках слитков находится в пределах экспериментальной ошибки. На основе полученных результатов рентгенофлуоресцентного анализа можно заключить, что в слитках нет зональной ликвации, которая обычно формируется при неполном или неравномерном переплаве слитка. Этот вывод подтверждают результаты металлографического анализа поперечных шлифов исследуемого слитка. После химического травления на поверхности шлифа не наблюдается неоднородности структуры, обычно проявляющейся в разной травимости отдельных зон поверхности шлифа, разнотерности отдельных участков и т. п.

Слитки всех составов имеют первоначальное внутризеренное строение в виде ячеисто-дендритной структуры, наблюдаемой в ярком контрасте при малом увеличении микроскопа (рисунок 1, а–в). По окончании роста первоначальных дендритов образуются границы полиэдрических зерен высокотемпературной  $\beta$ -фазы, контраст которых наблюдается только на большом увеличении (рисунок, д, е).



Структура сплава Ti-Nb:

а, с – 10 мас. % Nb; б, д – 25 мас. % Nb; е, е – 40 мас. % Nb

Оптическая металлография исследуемого слитка 10 % Nb показала, что процесс кристаллизации проходил от стенок слитка, что проявляется в формировании по краю столбчатой структуры, плавно переходящей в ячеистую (рисунок, а). В поверхностном слое слитка в зоне направленной кристаллизации наблюдаются светлые иглы мартенситной структуры (рисунок, з). Остальной объем материала занимает структурная составляющая со слабопроявляющимся пластинчатым строением (рисунок, з). Внутри слитка не наблюдается игольчатой структурной составляющей, что обусловлено изменением условий охлаждения по сечению слитка от метастабильных на поверхности слитка до равновесных в центре.

По результатам металлографического анализа можно предположить, что в сплаве Ti-10 мас. % Nb присутствуют  $\alpha$ - или  $\alpha'$ -фаза;  $\alpha$ -фаза представлена первичными дендритами со средним поперечным размером 12,5 мкм, расположенными равномерно по образцу. Возможно, что зерна  $\alpha$ -фазы чередуются с зернами мартенситной  $\alpha'$ -фазы. Морфологически это не проявляется. Игольчатая структура в  $\alpha'$ -фазе идентифицируется по краям слитка как иглы мартенсита (рисунок, а). Длина мартенситных игл составляет до 300 мкм.

Измерение значений микро- и нанотвердости слитка 10 мас. % Nb показало следующие результаты. Внутри слитка участки структуры, имеющие контраст дендритной ликвации от светлого до темного, имеют близкие значения нанотвердости. Среднее значение нанотвердости темных участков  $HV_{30} = 1958$  МПа, светлых участков  $HV_{30} = 1850$  МПа. Среднее значение микротвердости данной структуры составляет  $HV_{100} = 1800$  МПа. Среднее значение модуля упругости  $E = 100$  ГПа. Микротвердость мартенситных игл выше средней микротвердости основной структурной составляющей  $HV_{100} = 2390$  МПа.

Оптическая металлография исследуемого слитка 25 мас. % Nb в поперечном сечении показала, что в периферийной зоне слитка наблюдается характерная мартенситная структура с крупными иглами длиной до 700 мкм. В объеме слитка на малых увеличениях наблюдается первоначальное внутризеренное строение в виде ячеисто-дендритной структуры с преобладанием ячеек (рисунок, б). Размер ячеек составляет от 60 до 100 мкм. Почти во всем интервале увеличений на фоне дендритно-ячеистой структуры видны границы вторичных зерен высокотемпературной фазы, но с небольшим контрастом (рисунок, д). Это объясняется тем, что в сплаве с 25 мас. % Nb в твердом состоянии происходит фазовая перекристаллизация, что размывает контраст границ зерен высо-

котемпературной фазы. Однако наблюдаемого контраста достаточно, чтобы оценить средний размер зерна. Он составляет от 600 до 1000 мкм. На металлографических снимках с большим увеличением видно, что микроструктура представлена зернами вторичной фазы с характерным игольчатым строением (рисунок, *д*). Размер иголок в средней части образца варьируются от 1 до 2 мкм. Они занимают большую площадь поверхности образца и, вероятнее всего, являются  $\alpha''$ -фазой. Наряду с областями, имеющими игольчатую морфологию, в структуре наблюдаются светлые области с неразличимым строением, соответствующим по местоположению центрам дендритов (рисунок, *д*). Можно предположить, что междендритное пространство в виде светлых участков занимает  $\beta$ -фаза.

При измерении микротвердости на светлых участках получено значение  $HV_{100} = 2280$  МПа. Средняя микротвердость дендритной структуры равняется 3170 МПа. При измерении нанотвердости на разных участках дендритов различий по свойствам не выявлено. Нанотвердость мартенситных иголок  $\alpha''$ -фазы составляет  $HV_{30} = 4100$  МПа, модуль упругости  $E = 141$  ГПа.

Слиток сплава с 40 мас. % Nb имеет первоначальное внутризеренное строение в виде ячеисто-дендритной структуры, наблюдаемой в ярком контрасте при малом увеличении микроскопа (рисунок, *в*). На поверхности слитка выделяется тонкий слой – около 0,1 мм с ячеистой структурой. Поверхностный слой плавно переходит в зону глубокой около 1,5 мм ячеисто-дендритного строения с преобладанием ячеек. В остальном объеме слитка строение ячеисто-дендритное с преобладанием дендритов. Только в периферийной зоне, где слиток имеет наименьшую толщину, оси дендритов первого порядка имеют направленное расположение – столбчатое строение, совпадающее с направлением теплоотвода при кристаллизации. В остальной части слитка дендриты неориентированы и образуют при срачивании осей второго порядка ячейки (рисунок, *в*). При больших увеличениях на металлографических снимках контраст дендритной структуры размывается и четко проявляется зернистая структура  $\beta$ -фазы (рисунок, *е*). Зерна размером от 400 до 800 мкм имеют полиэдрическую форму с совершенными границами (рисунок *б, д*).

Среднее значение микротвердости в зернах  $\beta$ -фазы составляет 227  $HV$ . По всему объему слитка фиксируются близкие значения нанотвердости  $HV_{30} = 3220$  МПа. Модуль упругости  $E = 86,5$  ГПа.

Как видно из представленных результатов исследования структуры и фазового состава сплава с разным содержанием ниобия, кристалли-

зация всех слитков проходит в частично неравновесных условиях. Небольшой размер дендритов указывает на высокую скорость охлаждения сплава, так как известно, что степень дисперсности структуры задается скоростью образования зародышей, а та, в свою очередь, скоростью охлаждения расплава [3].

Процесс формирования зерен вторичной структуры связан с затвердеванием расплава, заполняющего дендритный каркас. В нашем случае как в сплаве с 25 мас. % Nb, так и в сплаве с 40 мас. % Nb зерна формируются не на базе цельного дендрита, а на основе отдельных элементов соседних дендритов, объединенных определенным кристаллографическим соответствием (рисунок, б, в). Зерна включают части нескольких ориентированных дендритов, при этом их размер близок к размерам дендритов.

Во всех исследованных слитках формируется дендритная ликвация, обусловленная особенностью процесса кристаллизации сплавов с полной растворимостью компонентов друг в друге. При этом в центре дендритов формируется твердый раствор с избыточным количеством второго компонента Nb, а в междендритном пространстве – с недостатком второго компонента. Данная закономерность строения сплава Ti-Nb описана в работе [4].

В сплаве с 40 мас. % Nb дендритная ликвация не влияет на структурные превращения. При кристаллизации и охлаждении в условиях плавки формируется структура, состоящая из зерен  $\beta$ -фазы. Последующих фазовых превращений не происходит. Это обусловлено тем, что ниобий относится к  $\beta$ -стабилизаторам и при его концентрации в расплаве более критической (36 мас. %) как в условиях равновесного охлаждения, так и в условиях закалки из жидкого состояния при комнатной температуре фиксируется однофазная структура, состоящая из зерен  $\beta$ -фазы. Следовательно, по всему сечению дендрита количества ниобия достаточно для стабилизации  $\beta$ -фазы.

Значительнее всего дендритная ликвация влияет на образование структуры в сплаве с 25 мас. % Nb. Обогащенные ниобием центральные участки дендритов не формируют закалочной структуры, в отличие от остального материала, и сохраняют зерна  $\beta$ - фазы (рисунок, д). Похожие результаты получены авторами работы [5].

В сплаве с 10 мас. % Nb неоднородность структуры в большей степени является следствием изменения условий охлаждения слитка от края к центру. По краю слитка, где скорость охлаждения выше критической, формируются зерна неравновесной  $\alpha'$ -фазы, а в центре – зерна равновесной  $\alpha$ -фазы (рисунок, а).

Таким образом, основываясь на микроструктурном анализе, оценке значений нано- и микротвердости, а также модуля упругости, можно отметить, что из всех исследованных слитков максимальной однородностью по структуре, фазовому составу и физико-механическим свойствам обладает слиток сплава с 40 мас. % Nb. По всему сечению слитка он имеет первичную дендритно-ячеистую структуру, формирующую вторичные зерна полиэдрической формы. Несмотря на дендритную ликвацию, весь объем материала состоит из зерен  $\beta$ -фазы, имеющих самый низкий модуль упругости по сравнению с модулем упругости других фаз и структурных составляющих, формирующихся в сплавах данной системы.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов / А.Л. Андреев, Н.Ф. Аношкин, Г.А. Бочвар, К.М. Борзцовская. – М.: Metallurgy, 1994. – 368 с.
2. Микроструктура и механические свойства сплава Ti-40 масс. % Nb после интенсивной пластической деформации / Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ерошенко, И.А. Глухов и др. // Тезисы докладов международной конференции «Физическая мезомеханика многоуровневых систем – 2014», 3–5 сентября 2014 г., Томск, Россия. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2014. – С. 321–322.
3. *Хорнбоген Э.* Структура и микроструктура быстрозакаленных сплавов // Быстрозакаленные металлические сплавы: труды конф., сент. 1984 г., Вюрцбург (ФРГ) / под ред. С. Штиба, Г. Варлимонта; пер. с англ. А.В. Ревякина и др.; под ред. Ю.К. Ковнеристого. – М.: Metallurgy, 1989. – С. 180–194.
4. Correlations between aging heat treatment,  $\omega$  phase precipitation and mechanical properties of a cast Ti–Nb alloy / A. Cremasco, P.N. Andrade, R.J. Conterti, E.S.N. Lopes, C.R.M. Afonso, R. Caram // *Materials and Design*. – 2011. – Vol. 32, iss. 4. – P. 2387–2390.
5. *Lee C.M., Ju C.P., Chern Lin J.H.* Structure-property relationship of cast Ti–Nb alloys // *Journal of Oral Rehabilitation*. – 2002. – Vol. 29, iss. 4. – P. 314–322.

## КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ ГОРНЫХ МАШИН

**А.И. Попелюх, М.Р. Юркевич, П.А. Попелюх**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, aip13@mail.ru*

Предложен технологический процесс упрочнения заготовок из стали 40Х2Н2МА, сочетающий операции горячей объемной штамповки с последующей высокотемпературной термомеханической обработкой с мартенсито-бейнитным превращением аустенита. По сравнению с традиционной технологией закалки разработанная термомеханическая обработка при сопоставимых показателях прочности позволяет в два раза повысить показатели ударной вязкости стали и в шесть раз ее сопротивление усталостному разрушению. Обработку целесообразно применять для упрочнения поковок деталей ударных машин, изготавливаемых с применением технологии горячей объемной штамповки.

A new method for combined thermo-mechanical treatment of steel 0,4 % C, 1,5 % Cr, 1,5 % Ni, 0,5 % Mo is developed. The thermo-mechanical processing includes hot forging and rapid cooling down to the temperature range between the beginning and finishing of martensitic transformation. The final stage of heat treatment is heating up to the temperature of bainite transformation in which the remaining austenite transforms into the structure of bainite and previously formed martensite tempers. In comparison with well known techniques of thermal treatment, the developed thermo-mechanical treatment increases the impact toughness of the steel up to 2 times and fatigue crack resistance up to 6 times (at equal values of strength parameters). The technological process of high-temperature thermo-mechanical treatment is recommended for treatment of high-strength blank forging.

Повышение прочности конструкционных металлических материалов, используемых для изготовления горного оборудования, является актуальной проблемой современной техники [1, 2]. Один из возможных способов получения высоких показателей прочности, трещиностойкости и износостойкости деталей заключается в формировании в стали высокопрочных смешанных структур, которые могут быть получены новыми видами термомеханической обработки [3, 4, 5]. Проведенные ранее исследования по созданию в стали высокопрочной структуры, обладающей значительным сопротивлением усталостному разрушению, показали, что одной из перспективных технологий явля-

ется термическая обработка со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита [6]. На кафедре материаловедения в машиностроении НГТУ разработан новый способ комбинированной высокотемпературной термомеханической обработки стали со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ). Суть технологического процесса ВТММБ заключается в следующем: стальные заготовки нагревают до температуры аустенитизации и деформируют, в результате чего в стали формируется структура мелкозернистого аустенита (рисунок). После деформации заготовки охлаждают с высокой скоростью в расплаве селитры до температуры  $T_n$ , находящейся между температурами начала и окончания мартенситного превращения. В условиях переохлаждения происходит частичный распад аустенита с образованием в стали определенного количества мартенсита. Финальная стадия термической обработки заключается в нагреве заготовки до температуры промежуточного превращения  $T_{из}$ , при которой оставшийся аустенит превращается в структуру нижнего бейнита, а образовавшийся ранее мартенсит отпускается. Цель работы заключалась в оценке возможности применения технологии ВТММБ для упрочнения деталей машин.

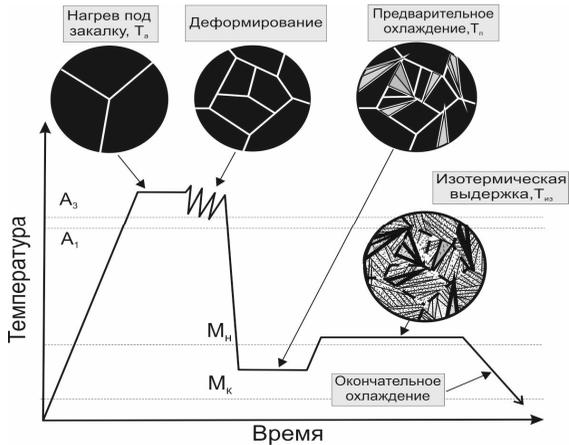


Схема высокотемпературной термомеханической обработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита

В качестве материала для исследования была использована высококачественная среднеуглеродистая легированная сталь марки

40X2N2MA. Эффективность предлагаемого способа термической обработки стали оценивали путем сравнения со свойствами, получаемыми по технологии закалки с отпуском. В качестве критериев для сравнения использовали механические свойства при испытаниях на растяжение, ударный изгиб и показатели усталостной долговечности.

Исследование структуры стали 40X2N2MA, упрочненной по технологии высокотемпературной термомеханической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, свидетельствует, что в результате обработки в стали формируется ячеистая фрагментированная структура, состоящая из кристаллов пакетного отпущенного мартенсита и нижнего бейнита

Исследование поверхности разрушения динамически разрушенных образцов показывает, что после комбинированной термической обработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ) сталь имеет вязкий излом с незначительным количеством участков хрупкого разрушения. Поверхность излома имеет развитый рельеф, что может быть объяснено тем, что трещина часто меняет свое направление. Распространение трещины, как правило, совпадает с границами областей отпущенного мартенсита и нижнего бейнита. Частая переориентация трещины увеличивает энергоемкость процесса разрушения и, соответственно, сопротивление стали разрушению в условиях динамического изгиба.

Применение технологии ВТММБ позволяет в два раза увеличить ударную вязкость и в шесть раз – трещиностойкость стали по сравнению с традиционной технологией закалки с отпуском. Новый технологический процесс целесообразно применять для упрочнения поковок деталей ударных машин, изготавливаемых с использованием технологии горячей объемной штамповки

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ретин А.А., Алексеев С.Е., Попелюх А.И. Методы повышения надежности деталей ударных машин // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2012. – № 4. – С. 94–101.
2. Состояние и проблемы минерально-сырьевой базы твердых полезных ископаемых России / В.Н. Опарин, А.М. Фрейдин, А.П. Тапсиев, П.А. Филиппов // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2013. – № 4. – С. 173–181.
3. Thermo-mechanical processing of metallic materials / B. Verlinden, J. Driver, I. Samajdar, R. Doherty. – Amsterdam: Elsevier Science, 2007. – 560 p.

4. *Opiela M.* Thermo-mechanical treatment of the C-Mn steel with Nb, Ti, V and B microadditions // Archives of Materials Science and Engineering. – 2007. – Vol. 28, iss. 6. – P. 377–380.

5. Fatigue behavior of 1500 MPa bainite/martensite duplex-phase high strength steel / D.Y. Wei, J.L. Gu, H.S. Fang, B.Z. Bai, Z.G. Yang // International Journal of Fatigue. – 2004. – Vol. 26, iss. 4. – P. 437–442.

6. Способ термической обработки инструментальной стали со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита / А.И. Попелюх, А.А. Батаев, А.М. Теплых, А.Ю. Огнев, Е.Д. Головин // Сталь. – 2011. – № 4. – С. 69–73.

## **ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КУМУЛЯТИВНЫХ ОБЛИЦОВОК**

**А.Г. Попов, И.Э. Широков, А.Ю. Мурзин**

*Самарский государственный технический университет,  
г. Самара, popov-scorpio@yandex.ru*

Предложена новая конструкция многослойных кумулятивных облицовок (КО) с использованием в качестве подложки активных металлов, выполнено математическое моделирование формирования кумулятивной струи из многослойной КО, показаны способы повышения эффективности действия многослойных КО.

A new design of multilayer cumulative casings (CCs) using active metals as a substrate is suggested. Mathematical modeling of the cumulative jet forming from cumulative multilayer casing is conducted. Technologies for increasing of multilayer casing effectiveness are presented.

В настоящее время кумулятивные заряды (КЗ) широко используются в военной промышленности для поражения бронированных целей. Важными параметрами, характеризующими эффективность действия КЗ, является не только толщина пробиваемой брони, но и оказываемое запреградное поражающее действие [1].

В статье [2] говорится о том, что использование «активных» металлов (сплавов) на основе Al, Mg-Li, Mg-Al в качестве материала кумулятивной облицовки приводит к повышению их заброневого действия за счет усиления зажигательного эффекта. Однако данные кумулятивные облицовки обладают серьезным недостатком, а именно снижением бронепробиваемости по сравнению с классическими облицовками.

Поэтому для повышения эффективности поражающего действия кумулятивных зарядов в Самарском государственном техническом университете предлагается применять многослойные кумулятивные облицовки, что при условии сохранения уровня пробивной способности монолитной облицовки позволяет повышать степень поражающего действия за преградой при использовании во внешнем слое «активных» материалов, обеспечивающих разрушение пакета и получение чистого канала пробиваемого отверстия [3].

Многослойная облицовка состоит из наружного слоя, изготавливаемого из легкоплавных материалов (медь, алюминий), и внутреннего слоя из высокоплотного материала (вольфрам, молибден и др.), изготавливаемого при помощи специально разработанной методики детонационного нанесения покрытий [4]. Схема многослойной кумулятивной облицовки представлена на рис. 1.

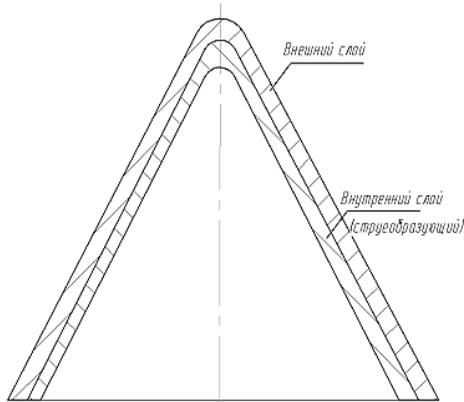


Рис. 1. Схема многослойной кумулятивной облицовки

В качестве примера на рис. 2 представлены некоторые результаты выполненных расчетов в виде иллюстрации процесса формирования кумулятивной струи из многослойной КО.

Из рис. 2 видно, что кумулятивная струя формируется из высокоплотного материала, нанесенного на внутреннюю поверхность облицовки.

В ходе выполнения исследований была проведена экспериментальная оценка влияния материала облицовки КЗ на начальную скорость кумулятивной струи, результаты приведены в табл. 1.

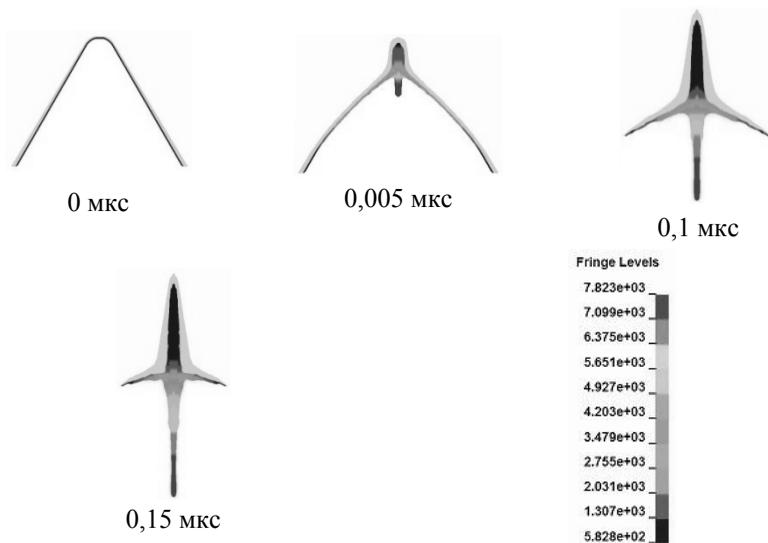


Рис. 2. Характерное распределение материала КО в процессе формирования кумулятивной струи из многослойной облицовки

Т а б л и ц а 1

**Результаты экспериментальной оценки**

Материал внешнего слоя	Материал внутреннего слоя	Толщина внутреннего слоя, мм	Скорость КС в преграде, м/с	Скорость КС перед преградой, м/с
Cu	–	–	2431	8649
Al	WC	1	3347	7985
Al	Mo	1	4571	9061

Из табл. 1 видно, что кумулятивные облицовки, выполненные в многослойном исполнении, позволяют увеличить глубину пробития бронепреграды, а использование алюминия в качестве подложки позволяет увеличить запреградное действие.

Для подтверждения эффективности действия кумулятивных зарядов предложенной конструкции были проведены натурные испытания по пробитию пакета бронеплит общей толщиной 1000 мм кумулятивными зарядами с различными видами КО. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

Из результатов испытаний видно, что многослойные кумулятивные облицовки на основе алюминия обладают высокой глубиной бронепробития, на 16 % превышающей значение штатной кумулятивной облицовки из меди. Также следует отметить, что использование в качестве подложки алюминия способствует увеличению заброневого действия в виде зажигательного эффекта.

Т а б л и ц а 2

### Результаты испытаний

Материал внешнего слоя	Материал внутреннего слоя	Толщина внутреннего слоя, мм	Глубина пробития, мм
Cu	–	–	818
Cu	WC	1	936
Cu	Mo	1	894
Al	WC	1	941
Al	Mo	1	905

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках проектной части государственного задания ФГБОУ ВПО «СамГТУ» (проект № 16.2518.2014/К).*

### ЛИТЕРАТУРА

1. Физика взрыва: в 2 т.: т. 2 / под ред. Л.П. Орленко. – Изд. 3-е, перераб. – М.: Физматлит, 2002. – 656 с.
2. Повышение эффективности зажигательного действия кумулятивных боеприпасов / О.Ф. Дзядух, Ю.М. Дильдин, М.А. Дубовской, В.П. Зайцев, А.И. Колмаков, С.В. Ладов, Л.П. Орленко // Боеприпасы. – 1979. – № 12.
3. Технология изготовления облицовок кумулятивных зарядов, обладающих повышенной пробивной способностью / В.В. Калашников, Д.А. Деморецкий, О.В. Трохин, П.В. Рогожин, М.В. Ненашев, И.В. Нечаев, С.Ю. Ганигин, И.Е. Хлыстова, М.А. Крылова // Известия Самарского научного центра РАН. – 2011. – Т. 13, № 1 (2). – С. 373–376.
4. Детонационный способ и технология изготовления многослойных облицовок зарядов кумулятивных перфораторов / В.В. Калашников, Д.А. Деморецкий, М.В. Ненашев, О.В. Трохин, П.В. Рогожин, И.В. Нечаев, С.Ю. Ганигин, А.А. Андреев // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2011. – № 3 (31). – С. 213–218.

# ПОЛУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ МАГНИТОТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ С САМАРИЕМ

**А.А. Попович, Н.Г. Разумов, А.С. Веревкин**

*Санкт-Петербургский государственный политехнический  
университет, г. Санкт-Петербург, alexandr.s.verevkin@gmail.com*

$R_2Fe_{17}$  среди соединений железа с редкоземельными элементами имеет самое высокое содержание железа и, следовательно, самую высокую намагниченность насыщения. Тем не менее  $Sm_2Fe_{17}$  обладает низкой температурой Кюри, намагниченностью насыщения и невыраженной магнитной анизотропией, что исключает его применение в качестве магнитотвердого материала. Свойства  $Sm_2Fe_{17}$  можно улучшить введением легирующих элементов. В работе представлены результаты исследований процесса получения материала системы Sm-Fe-(Mo,Ti) методом механического легирования и последующего азотирования, а также результаты исследований влияния легирующих элементов (азота, титана и молибдена) на температуру Кюри ( $T_C$ ).

$R_2Fe_{17}$  have the highest content of iron and the highest saturation magnetization among iron compounds with rare earth elements. Nevertheless,  $Sm_2Fe_{17}$  has low Curie temperature, easy-plane magnetocrystalline anisotropy so it is unsuitable for permanent magnets. Properties of  $Sm_2Fe_{17}$  magnetic materials can be improved by alloying with Ti and Mo. This work presents the process of synthesis Sm-Fe-(Mo-Ti) alloyed by HEBM nitrogens in  $N_2$  atmosphere at 450 °C. Phases size were studied by XRD. Curie temperatures were determined by TGA with the maximum  $T_C = 550$  °C.

Привлекательной системой для использования в качестве постоянных магнитов является интерметаллическое соединение  $Sm_2Fe_{17}$ , обладающее кристаллической решеткой с выделенным направлением. Магнитные свойства соединения могут быть существенно изменены введением различных примесей внедрения или замещения. Такое замещение может привести к улучшению магнитных свойств соединений  $Sm_2Fe_{17}$  с точки зрения применения его в качестве магнитотвердых материалов. В связи с этим представляет интерес исследование влияния легирования сплава  $Sm_2Fe_{17}$  азотом и другими металлами, в частности титаном и молибденом, на их магнитные свойства и температуру Кюри ( $T_C$ ).

Целью настоящей работы являлось установление влияния параметров механолегирования на фазовый состав и структуру сплава  $Sm_2Fe_{17}$ , а также изучение воздействия легирующих элементов (азота, титана и молибдена) на температуру Кюри ( $T_C$ ).

Магнитотвердый материал был получен из порошков Sm, Fe, Ti, Mo высокой чистоты по следующей технологии [1, 2, 3]: синтез аморфно-кристаллических порошков системы Sm-Fe-(Mo, Ti) в планетарной мельнице pulverisette 4 в течение 40 ч со скоростью вращения стаканов 200 об/мин; кристаллизация порошка при 700 °С; азотирование при 450 °С с различным временем выдержки.

При азотировании порошка  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , азот внедряется в кристаллическую решетку, занимает октаэдрические поры, что приводит к увеличению параметра решетки, образуя при этом соединение  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$  (где  $x$  от 0 до 3).

Введение титана и молибдена в сплав  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  приводит к образованию сложного соединения  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{16,5}\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}$ , но не оказывает существенного влияния на параметр решетки. Азотирование, как и в случае с  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , приводит к резкому увеличению параметра решетки. При этом время азотирования не оказывает существенного влияния на изменение фазового состава.

Одной из отличительных характеристик получения порошковых материалов методом механического легирования является равномерное распределение компонентов сплава по всему объему. На рис. 1 приведены результаты для соединения  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{16}\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{N}_x$ , из которых видно, что элементы в частицах порошка распределены равномерно.

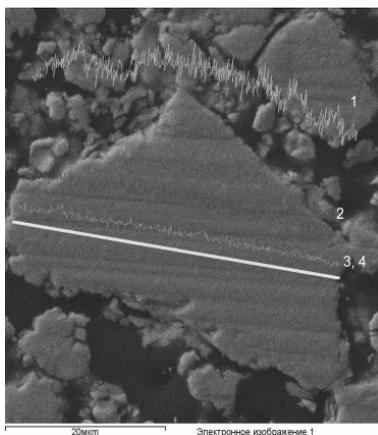


Рис. 1. Распределение элементов в частице образца  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{16}\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}$  после азотирования 10 ч:

1) Fe; 2) Sm; 3) Mo; 4) Ti

Установлено, что азотирование исходного сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  приводит к повышению температуры Кюри ( $T_C$ ) с  $130^\circ\text{C}$  у исходного материала до  $472^\circ\text{C}$  у образца после азотирования в течение 10 ч (рис. 2). Аналогичное влияние на температуру Кюри оказывает легирование сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  титаном и молибденом. После синтеза сплав  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{16}\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}$  имеет температуру Кюри ( $T_C$ )  $165^\circ\text{C}$ , дополнительное азотирование позволило повысить ее до  $550^\circ\text{C}$ .

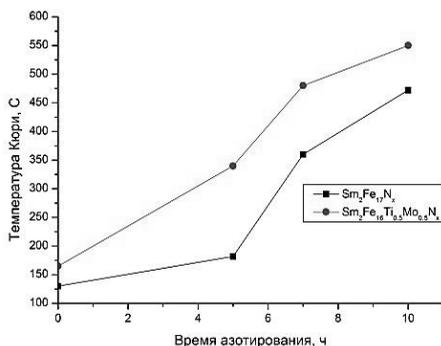


Рис. 2. Влияние легирующих элементов на температуру Кюри ( $T_C$ ) сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$

В ходе работы было исследовано влияние параметров механолегирования на фазовый состав и структуру сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , а также изучено воздействие легирующих элементов (азота, титана и молибдена) на температуру Кюри. Установлено, что образование соединения  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  при механолегировании идет через промежуточную аморфную фазу. Легирование сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  азотом, титаном или молибденом приводит к увеличению параметра решетки, объема элементарной ячейки без изменения симметрии решетки и существенному повышению температуры Кюри более чем в три раза.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Попович А.А. Механохимический синтез тугоплавких соединений. – Владивосток: Изд-во ДВГТУ, 2003. – 199 с.
2. Попович А.А., Разумов Н.Г., Попович Т.А. Особенности азотирования магнитотвердого материала  $\text{Sm}[2]\text{Fe}[17]$  // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2013. – № 178. – С. 206–215.
3. Механохимический синтез высоколегированных порошковых сплавов системы Fe-Cr-Ni-Mn-N / Е.Л. Гюлиханданов, А.А. Попович, Н.Г. Разумов, А.О. Силин // Перспективные материалы. – 2011. – № 13. – С. 742–745.

# РЕНТГЕНТЕЛЕВИЗИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ И ИСПАРЕНИЯ ВИСМУТОВЫХ КАПЕЛЬ В ЖИДКОЙ СТАЛИ

**А.В. Рябов, А.М. Панфилов, Н.С. Семенова**

*Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск*

*Уральский федеральный университет имени первого Президента  
России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, [a.m.panfilov@urfu.ru](mailto:a.m.panfilov@urfu.ru)*

В представленной работе обсуждается поведение капель висмута и образующихся на их поверхностях газовых пузырьков в расплаве стали 40X при температуре 1550...1580 °С в ходе рентгентелевизионного исследования.

In the present paper we discuss the behavior of droplets of bismuth and formed on their surfaces of gas bubbles in the molten steel 40X at 1550–1580 °C during the X-ray study.

При производстве автоматных сталей в последнее время применяют легирование металла висмутом вместо свинца по экологическим соображениям [1]. Однако, разработка технологии его внедрения в сталь требует специальных исследований.

Опыты проводили на высокотемпературной установке с контролируемой атмосферой и рентгентелевизионной системой наблюдения кафедры «Теория металлургических процессов» УрФУ. Ее описание, в основных моментах соответствующее текущему состоянию, представлено в работе [2]. С применением ряда методических усовершенствований, в частности экранирования светлых участков изображения свинцовыми пластинами, оказалось возможным наблюдать висмутовые образцы диаметром свыше 1 мм в объеме стального расплава толщиной 15 мм. Дополнительно потребовалось существенно изменить программное обеспечение для извлечения информации из рентгентелевизионных изображений.

Исследовали поведение висмутовых сферических образцов массой 0,5...1,0 г и стальных трубок наружным диаметром 5 мм, заполненных висмутом. Образцы изначально находились в холодной зоне печи и после установления рабочей температуры стального расплава около 1550 °С дистанционно сбрасывались в него при непрерывной записи рентгентелевизионного изображения со скоростью 25 кадров в секунду.

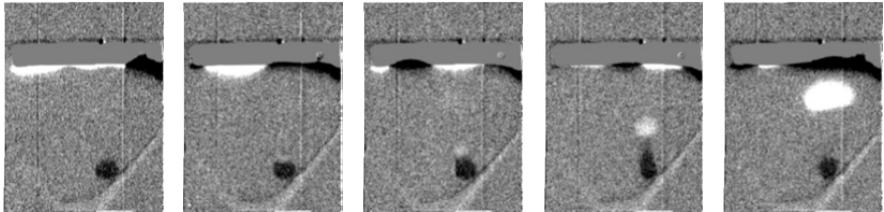
ду. При использовании стальных трубок их погружали в расплав закрытым концом только наполовину, удерживая за оставшуюся часть в вертикальном положении. Стальной расплав в количестве примерно 100 г находился в тигле специальной формы. В горизонтальном сечении он представлял прямоугольник со сторонами  $15 \times 40$  мм. Рентгеновские лучи направляли по наименьшему размеру. Донная часть имела форму усеченной пирамиды, в основание которой упиралась термопара.

В представленной работе обсуждается поведение капель висмута и образующихся на их поверхностях газовых пузырьков в расплаве стали 40X при температуре 1550...1580 °C.

На поверхности капель диаметром 2–3 мм, образовавшихся при частичном вытекании висмута из трубки, визуальными газовые пузыри не наблюдались. При этом капли двигались по наклонной траектории, смещаясь по горизонтали от области формирования к центру тигля со средней скоростью примерно 1 см/с. Вертикальная составляющая скорости проходила через максимум при значении 5 см/с независимо от размера, хотя по формуле Стокса должна наблюдаться квадратичная зависимость. Скорее всего, это свидетельствует о том, что капли висмута покрыты пеной из пузырьков собственного пара. Мелкие пузырьки невозможно разглядеть на рентгеновском изображении. Если их суммарный объем близок к одной пятой от объема висмута, то такая капля не будет тонуть в стальном расплаве. Возможно, что капли просто перемещаются с конвективным потоком в стали, направленным сверху вниз, поскольку в сталь был внедрен холодный образец, который продолжает нагреваться.

Горизонтальное перемещение, по-видимому, тоже связано с градиентом температуры. Перемещение капель в направлении повышенной температуры можно объяснить тем, что, как известно, с ростом температуры уменьшается межфазное натяжение на границе раздела фаз. Это приводит к появлению внутри капли и вокруг нее циркулирующих потоков, стремящихся вытолкнуть каплю в более горячий объем. Эффект по аналогии с электрокапиллярным движением можно назвать движением термокапиллярным, и, видимо, его надо учитывать, когда в несмешивающихся жидкостях присутствует градиент температуры.

После плавления стальной трубки, в которой находился висмут, источник температурного градиента исчезает и на внедренных в сталь частицах висмута наблюдается образование, рост и отрыв пузырьков. Образцы изображений представлены на рисунке.



Кадры рентгентелевизионного изображения (интервал 40 мс). Темный объект в нижней части изображения – капля висмута. Белый объект пузырьки его пара

По результатам выборочного обмера нескольких капель и пузырьков в промежутки времени их жизни приблизительно нашли их объемы и координаты центров масс. Численным дифференцированием со сглаживанием оценили скорости их перемещения и скорости изменения объемов. В результате анализа с привлечением известных данных по плотности, вязкости и поверхностному натяжению висмута [3, 4] и стали [5] пришли к заключению, что пузырек пара висмута всплывает в стали в тонкой оболочке жидкого висмута, который продолжает испаряться вплоть до выхода пузырька на поверхность. Скорость испарения в интервале 1550...1580 °С имеет величину порядка 0,3 мг/(с·см<sup>2</sup>), что на несколько порядков меньше скорости испарения чистого висмута в вакуум [6].

*Исследование выполнено в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы», контракт № 14.574.21.0054.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ryabov A.V., Chumanov I.V. Possibility of making new easy-to-cut corrosion-resistant steel // Russian Metallurgy (Metally). – 2012. – Vol. 2012, iss. 12. – P. 1065–1067.
2. A Setup for viscosity measurements of oxide melts by the stokes method / A.M. Panfilov, N.S. Lyamkina, A.I. Sotnikov, A.A. Zinovkin // Instruments and Experimental Techniques. – 2002. – Vol. 45, iss. 1. – P. 135–137.
3. Reference data for the density and viscosity of liquid antimony, bismuth, lead, nickel and silver / M.J. Assael, A.E. Kalyva, K.D. Antonia, R.M. Banish, I. Egry, J. Wu, E. Kaschnitz, W.A. Wakeham // High Temperatures – High Pressures. – 2012. – Vol. 41, iss. 3. – P. 161–184.
4. Alchagirov B.B., Mozgovoii A.G. Experimental investigation of the surface tension of liquid lead and bismuth in the vicinity of melting point // High Temperature. – 2003. – Vol. 41, iss. 3. – P. 412–414.

5. Ceotto D. Thermal diffusivity, viscosity and prandtl number for molten iron and low carbon steel // High Temperature. – 2013. – Vol. 51, iss. 1. – P. 131–134.

6. Казенас Е.К., Астахова Г.К., Пенкина Т.Н. К вопросу об оценке скорости испарения металлов // Металлы. – 1998. – № 1. – С. 33–40.

## **СИНТЕЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ НИКЕЛИДОВ АЛЮМИНИЯ МЕТАЛЛОТЕРМИЕЙ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ**

**А.В. Середюк<sup>2</sup>, В.В. Гостищев<sup>12</sup>, Ри Хосен<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск*

<sup>2</sup>*Тихоокеанский государственный университет,  
г. Хабаровск, anasta-91@mail.ru*

Получены интерметаллиды состава NiAl, легированные Cr, Mo, W, Ti при алюминотермическом восстановлении оксидов металлов (NiO, TiO<sub>2</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MoO<sub>3</sub>, WO<sub>3</sub>). Микроструктура представлена основной фазой NiAl с включениями Cr, Mo, W, Ti по границам зерен основной фазы. Микротвердость сплавов меняется от 3546 до 7436 МПа в зависимости от содержания легирующих элементов.

Aluminum nickelide doped with Cr, Mo, W, Ti at aluminothermy reduction process of metal oxides (NiO, TiO<sub>2</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MoO<sub>3</sub>, WO<sub>3</sub>) has been obtained. The composition of the initial furnace charge has been determined. Micro structure and micro hardness of the alloys has been determined.

Создание материалов со специальными свойствами, в том числе интерметаллидов системы NiAl, легированных тугоплавкими металлами, является одним из приоритетных направлений современного материаловедения [1, 2]. Проблема получения никелидов и их сплавов решается, главным образом, путем использования традиционных технологий, которые отличаются большими энергозатратами, многостадийностью технологических циклов и малой производительностью [3]. Одним из путей решения проблемы является получение сплавов совместным металлотермическим восстановлением оксидов исходных металлов.

Процесс синтеза легированных интерметаллидов представлен в виде суммы частных алюминотермических реакций, термодинамические характеристики которых представлены в табл. 1.

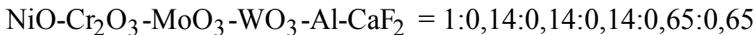
## Параметры алюминотермических реакций

Реакции восстановления оксидов металлов	Тад, К	Q, кДж/моль	$\Delta G_{400\text{К}}^{\circ}$ кДж/моль	Расход Al, кг/кг оксида
$3\text{NiO} + 2\text{Al} = 3\text{Ni} + \text{Al}_2\text{O}_3$	3500	968	-944	0,241
$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = 2\text{Cr} + \text{Al}_2\text{O}_3$	3200	536	-524	0,335
$\text{MoO}_3 + 2\text{Al} = \text{Mo} + \text{Al}_2\text{O}_3$	3800	930	-914	0,375
$\text{WO}_3 + 2\text{Al} = \text{W} + \text{Al}_2\text{O}_3$	3900	835	-819	0,233
$1,5\text{TiO}_2 + 2\text{Al} = 1,5\text{Ti} + \text{Al}_2\text{O}_3$	1800	262	-251	0,45

Данные показывают, что значения величин изобарных потенциалов  $\Delta G_{400\text{К}}^{\circ}$  (кДж/моль) лежат в области, благоприятной для образования сплавов этих металлов.

Восстановление оксидов металлов алюминием охарактеризовано методом дифференциального термического анализа. При нагревании в атмосфере воздуха на кривых ДТА наблюдается два эффекта: эндотермический при температуре плавления алюминия и экзотермический, отвечающий взаимодействию алюминия с оксидом металла.

Восстановительную алюминотермическую плавку проводили внепечным способом на воздухе. Концентрация алюминия в шихте берется с избытком относительно расчетного. Например, соотношение компонентов шихты равно:



Результаты элементного и рентгенофазового анализов показали, что получены интерметаллиды состава NiAl с переменным содержанием легирующих металлов (табл. 2).

Микроструктура сплавов NiAl представлена сплавом с включениями Cr, Mo, W (табл. 3, рисунок).

Таким образом, получены никелиды алюминия состава NiAl, содержащие 1,5...6,5 % Ti, Cr, Mo, W при алюминотермическом восстановлении оксидов металлов. Микротвердость сложнолегируемых сплавов (7436 МПа) выше, чем исходного никелида алюминия (3546 МПа).

Таблица 2

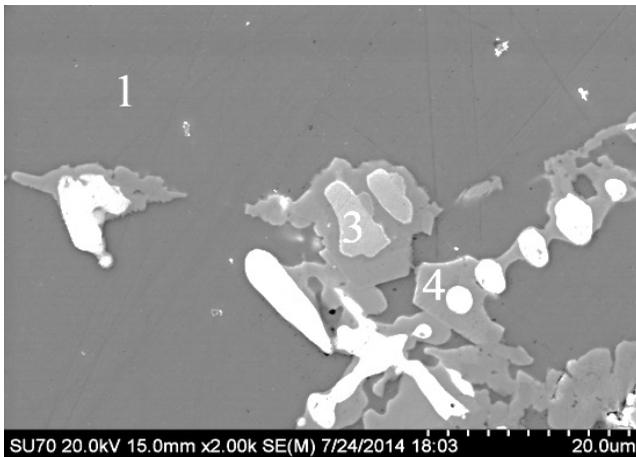
**Состав и микротвердость полученных никелидов алюминия**

№	Содержание элементов в сплаве, % масс.							Микротвердость, МПа
	Ni	Al	Cr	Mo	W	Ti	Примеси, Fe	
1	64,5	33,6	–	–	–	–	0,7	3546
2	63,4	30,7	3,7	–	–	–	0,6	4672
3	60,1	30,7	2,04	1,61	1,8	–	0,5	6200
4	56,0	32,3	3,55	3,21	3,20	–	0,8	7386
5	57,3	22,0	6,60	6,49	5,64	–	0,4	7436
6	60,3	35,1	–	–	–	4,1	0,5	6908
7	55,4	28,5	2,31	3,46	2,88	4,86	0,5	5584

Таблица 3

**Результаты элементного анализа никелида алюминия № 4 в разных точках**

№ зоны	Содержание элементов, вес. %				
	Ni	Al	Cr	Mo	W
1	71,15	22,95	5,90	–	–
2	2,30	–	1,65	15,14	80,91
3	23,04	1,52	9,91	42,51	23,02
4	27,19	1,74	17,85	33,55	19,66



Микроструктура сплава № 4: NiAl- Cr- Mo-W

## ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением: монография / Ю.Р. Колобов, Е.Н. Каблов, Э.В. Козлов, Н.А. Колева, К.Б. Поварова, Г.П. Грабовецкая, В.П. Бунтушкин, О.А. Базылева, С.А. Муболджян, С.А. Будиновский; под науч. ред. Е.Н. Каблова и Ю.Р. Колобова; Центр наноструктур. материалов и нанотехнологий Белгород. гос. унта. – М.: МИСиС, 2008. – 326 с.
2. *Поварова К.Б.* Физико-химические принципы создания термически стабильных сплавов на основе алюминидов переходных металлов // Материаловедение. – 2007. – № 12. – С. 20–27.
3. *Итин В.И., Найбороденко Ю.С.* Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений / под ред. А.Д. Коротаева; Сиб. физ.-техн. ин-т им. В.Д. Кузнецова при Том. гос. ун-те, НИИ прикл. математики и механики при Том. гос. ун-те. – Томск: Изд-во ТГУ, 1989. – 209 с.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЧУГУНА С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕДИ МОДИФИЦИРОВАННОГО КАРБИДОМ ТИТАНА

**Н.В. Степанова, И.Ю. Жильцов**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, naty@ya.ru*

Для оценки влияния карбида титана на механические свойства чугуна с высоким содержанием меди было проведено модифицирование с концентрацией TiC от 0,0125 до 0,1 мас. %. В присутствии 0,05 % TiC предел прочности при растяжении увеличился на ~ 25 %. При добавлении 0,1 % TiC наблюдается снижение прочностных характеристик.

To evaluate the effect of titanium carbide on the mechanical properties of cast iron with a high content of copper was carried out with inoculation of TiC from 0.0125 to 0.1 wt. %. In the presence of 0,05 % TiC tensile strength increased by ~ 25 %. When adding 0,1 % TiC decrease strength characteristics.

Повышение комплекса антифрикционных и механических свойств материалов является актуальной задачей, которая позволит повысить долговечность узлов, снизив тем самым затраты на производство. Чугуны с высоким содержанием меди являются перспективным антифрикционным материалом, способным заменить используемые на данный момент дорогостоящие бронзы [1]. Поскольку многие узлы трения скольжения испытывают ударные нагрузки, то повышение предела

прочности при растяжении является актуальной задачей. Модифицирование чугунов тугоплавкими частицами позволяет повысить комплекс механических свойств [2]. В данной работе проведено исследование влияния концентрации карбида титана на механические свойства чугуна с высоким содержанием меди.

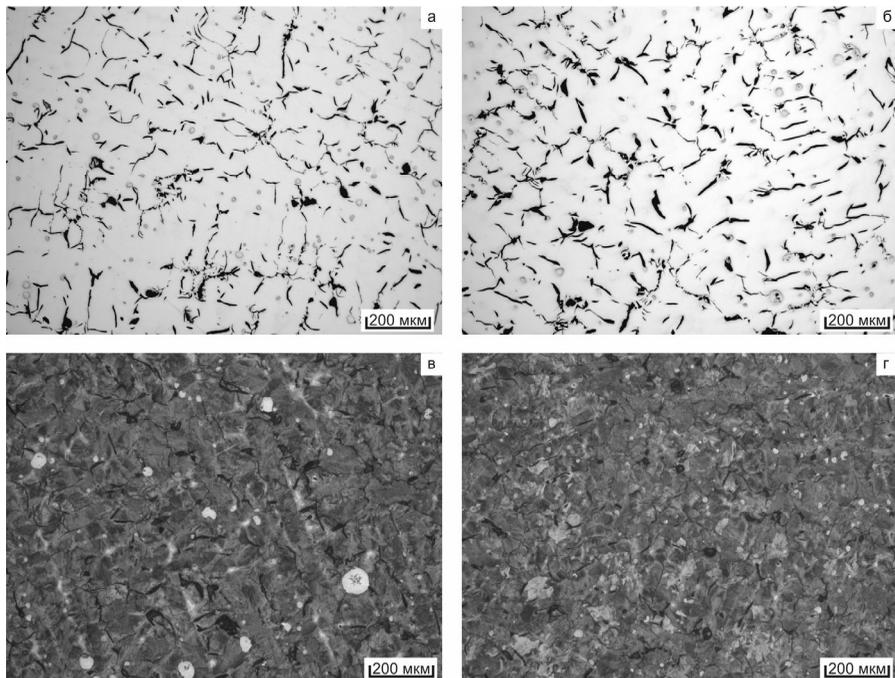
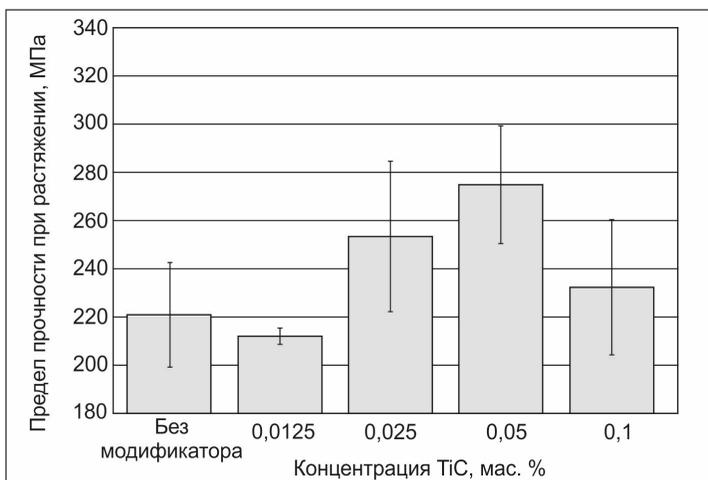


Рис. 1. Влияние модифицирования 0,05 % TiC на структуру чугуна (а, в – немодифицированный образец; б, г – образец, модифицированный 0,05 % TiC)

Исследовался чугун, содержащий 2,82 % C; 0,86 % Mn; 0,4 % Si; 8,62 % Cu; 2,35 % Al. В качестве модификатора использовалась смесь TiC. Расчетная концентрация карбида титана в отливке изменялась от 0,0125 до 0,1 мас. %.

В структуре контрольного, немодифицированного образца присутствует пластинчатый графит со средней длиной графитовых пластин ~ 110 мкм. Объемная доля графита составила 6,1 %. Основу составлял мелкодисперсный пластинчатый перлит. Образец имел ярко выраженную дендритную структуру. В структуре образца присутствовал це-

ментит, расположенный строчками в междендритном пространстве (рис. 1 *а, в*). Безусловно, твердый и хрупкий цементит, расположенный в виде строчечных построений, является дефектом структуры, в значительной степени охрупчивающим материал. Объемная доля цементита в контрольном образце составила ~ 1 %.



*Рис. 2.* Влияние концентрации карбида титана на предел прочности при растяжении чугуна, легированного 9 % Cu

В образце, содержащем 0,0125 мас. % TiC, серьезных структурных изменений не произошло. При дальнейшем увеличении концентрации карбида титана возросла объемная доля графита и длина графитовых включений. При увеличении концентрации TiC объемная доля графита возрастает, и при 0,05 % TiC составляет 6,5 %. При концентрации карбида титана 0,1 % объемная доля графита уменьшается до 6 %. Поскольку внутриформенное модифицирование карбидом титана в концентрации до 0,05 % включительно вызывает увеличение количества графита в структуре чугуна без заметного изменения химического состава, следовательно, должно происходить снижение содержания углерода в других областях. На рис. 1 показано сравнение структур немодифицированного образца (рис. 1 *а, в*) и образца, модифицированного 0,05 % TiC (рис. 1, *б, г*), как образцов, имеющих наибольшее различие. При модифицировании 0,05 % TiC практически полностью отсутствует структурно свободный цементит. Это согласуется с данными по изменению объемной доли графита.

Твердость по Бринеллю всех образцов составила ~ 270 НВ. Разница в значениях составила не более 10 %. Внутриформенное модифицирование карбидом титана оказывает влияние на предел прочности при растяжении. Наибольший прирост предела прочности составляет ~25 % с 220 МПа до 275 МПа и соответствует образцу, модифицированному 0,05 мас. % TiC. Предел прочности увеличивается с ростом объемной доли и длины графитовых включений (рис. 2). Причинами увеличения предела прочности является изменение формы графитовых включений, уменьшение содержания структурно свободного цементита, располагавшегося в виде строчек. Вероятно, вклад в прирост предела прочности при растяжении в большей степени внесло уменьшение количества цементита.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Effect of copper on the friction properties of gray cast iron / N.V. Stepanova, V. Kumar, V.A. Kuznetsov, P.A. Popelukh, E.D. Golovin // *Obrabotka metallov: Metal Working and Material Science*. – 2012. – N 1 (54). – P. 81–84. (In Russian)
2. Модифицирование износостойких чугунов ультра- и нанодисперсными материалами / М.И. Влас, В.Т. Калинин, В.Е. Хрычиков, В.А. Кривошеев, Е.В. Меняйло, А.А. Кондрат // *Системные технологии*. – 2010. – № 1 (66). – С. 150–162.

## ВЛИЯНИЕ БАРЬЕРНОГО СЛОЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

**А.А. Чевакинская, А.А. Никулина, Н.В. Плотникова**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, [4evakins@mail.ru](mailto:4evakins@mail.ru)*

Предметом рассмотрения являлись композиции «сталь Гадфильда – хромоникелевая сталь – рельсовая сталь». Структурные и дюрOMETрические исследования показали, что использование низкоуглеродистого барьерного слоя в сварном соединении между рельсовой и хромоникелевой сталями приводит к уменьшению количества высокопрочных зон, формирующихся в процессе сварки.

The subject of the investigation were compounds «Hadfield steel – stainless steel – rail steel». Structural studies and evaluation of microhard-

ness have shown that the use of a barrier layer in the welded joint between carbon (rail) steel and chromium-nickel steel reduces the amount of high-zones, which are formed during the welding process.

Главной задачей технологического процесса сваривания разнородных сталей является обеспечение надежности соединений. Для производства сварных железнодорожных крестовин аустенитная хромоникелевая сталь применяется в качестве переходного слоя между сталью Гадфильда и рельсовой сталью [1], формируя, таким образом, комбинированное сварное соединение. Использование промежуточной вставки из хромоникелевой стали обусловлено необходимостью сваривания сталей, значительно отличающихся по химическому составу и относящихся к различным структурным классам [2]. Однако при сварке рельсовой и хромоникелевой сталей в месте стыка образуются области с закалочной структурой, приводящие к охрупчиванию сварного шва [3].

Одним из решений данной проблемы является использование барьерного слоя между рельсовой и хромоникелевой сталью. Это может ограничить диффузию углерода в хромоникелевую сталь и уменьшить доступ легирующих элементов в рельсовую сталь [4].

Объектами исследования являлись сварные соединения сталей Э76 и 12Х18Н10Т, полученные методом стыковой контактной сварки, с барьерным слоем и без него. Для барьерного слоя использовали заготовки из стали 20 толщиной 5 и 20 мм. Структурные исследования проводили с использованием методов световой металлографии и оценки микротвердости. Определение прочностных характеристик осуществляли по схеме трехточечного изгиба.

Результаты структурных исследований показали, что использование барьерного слоя из низкоуглеродистой стали толщиной 5 мм приводит к уменьшению ширины мартенситной прослойки до 200 мкм, а также к значительному сокращению количества локальных высокопрочных зон, образующихся в переходной зоне сварного шва.

Мартенситная прослойка во всех видах соединений характеризуется значительной неоднородностью, что подтвердили дюрOMETрические исследования. Для соединения без использования барьерного слоя уровень микротвердости мартенситной прослойки достигает 8700 МПа. В соединении с барьерным слоем из низкоуглеродистой стали толщиной 5 мм – 7000 МПа.

При испытаниях по схеме «трехточечный изгиб» сварные соединения с использованием барьерного слоя толщиной 20 мм и соединения

без использования барьерного слоя разрушались по сварному шву. При этом поверхность разрушения была практически гладкой. Для сварных соединений с барьерным слоем толщиной 5 мм разрушение проходило уже по рельсовой стали с явно выраженным рельефом на поверхности, что свидетельствует о большой энергоёмкости процесса.

Таким образом, применение низкоуглеродистого барьерного слоя толщиной 5 мм при сварке рельсовой и хромоникелевой сталей позволяет снизить уровень микротвердости мартенситных структур в переходной зоне сварного шва и общую ширину переходной зоны.

*Авторы выражают благодарность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую поддержку (государственное задание № 2014/138, проект 257).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Flash butt welding of high manganese steel crossing and carbon steel rail / F. Zhang, B. Lv, B. Hu, Y. Li // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 454–455. – P. 288–292.

2. Способ соединения деталей стрелки: патент 1819305 СССР. – № 5001090/11; заявл. 19.07.91; опубл. 30.05.93, Бюл. № 20. – 2 с.

3. Структурные исследования сварных швов, полученных методом стыковой контактной сварки заготовок из разнородных сталей / А.А. Никулина, А.А. Батаев, А.И. Смирнов, В.Г. Буров // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2010. – № 2 (47). – С. 24–28.

4. Способ сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали: патент 2361030 Российская Федерация: МПК<sup>8</sup> E 01 B 11/44, B 23 K 11/04 / А.А. Батаев, В.А. Батаев, В.Г. Буров, А.А. Никулина, Е.Е. Захаревич, И.А. Батаев, Е.Д. Головин, А.Ю. Огнев, Г.П. Ильин, В.Ф. Ежак, С.В. Хлебников; патентообладатель Новосиб. гос. техн. ун-т. – № 2007142082/11; заявл. 13.11.2007, опубл. 10.07.09, Бюл. № 19. – 6 с.

# СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ СВАРНОГО ШВА МЕЖДУ АУСТЕНИТНОЙ И ПЕРЛИТНОЙ СТАЛЯМИ

**А.А. Чевакинская, А.А. Никулина, А.И. Смирнов**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, lita27@mail.ru*

В работе представлены результаты тонких структурных исследований переходной зоны сварных швов между заготовками из сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Показано, что в результате механического перемешивания и диффузии в процессе контактной сварки в переходной зоне шва формируются аустенитно-мартенситные локальные области с взаимной ориентацией координатных направлений фаз, близких к ориентационному соотношению Нишиямы–Вассермана.

This article contains results of structural research of welds' transition zone between the workpieces of high-carbon and chrome-nickel steels. It was found that in the transition zone austenitic-martensitic local areas are formed as a result of mechanical mixing and diffusion during the contact welding. The orientation relationships observed between austenite and martensite are close to the Nishiyama-Wassermann relationship.

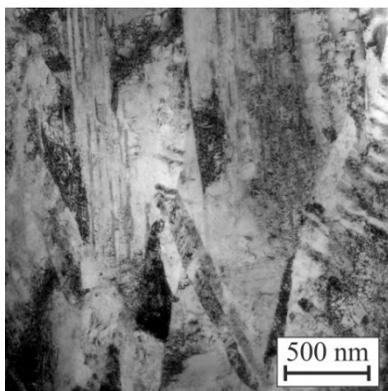
Поведение свариваемых материалов и формируемая в дальнейшем структура в переходной зоне сварного шва определяется методом сварки, свариваемыми материалами и скоростью последующего охлаждения [1–5]. На формирование структурных составляющих также оказывают влияние температура нагрева и степень деформации при сварке [6–8].

В результате контактной сварки разнородных сталей, относящихся к перлитному и аустенитному классу, формируется сложная переходная зона сварного шва, включающая помимо исходных структурных составляющих также феррит, мартенсит и остаточный аустенит. Их образование связано с диффузионными процессами, вызванными значительной разницей в химическом составе сталей, а также механическим перемешиванием за счет осадки. В результате в процессе сварки легирующие элементы из хромоникелевой стали устремляются в углеродистую сталь, а в перлитной стали формируются локальные легированные области [8–10].

Целью данной работы являлось выявление особенностей тонкого строения локальных легированных областей в переходной зоне свар-

ного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т, полученного стыковой контактной сваркой. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа FEITecnaі 20 TWIN с ускоряющим напряжением 200 кВ.

На рисунке представлена тонкая структура локальной легированной области в переходной зоне сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т. Формирование мартенсита в данных областях связано с диффузионными процессами, в результате которых количества никеля становится недостаточно для стабилизации аустенита.



Тонкая структура локальной легированной области в переходной зоне сварного шва

С использованием метода темного поля были выявлены основные структурные составляющие исследуемых участков. Результаты расшифровки дифракционной картины позволили установить, что взаимная ориентация координатных направлений аустенита и направлений решетки мартенсита близка к ориентационному соотношению Нишиямы–Вассермана [11]:  $[211] \gamma\text{-Fe} \parallel [011] \alpha\text{-Fe}$ ;  $[11\text{-}1] \gamma\text{-Fe} \parallel [-110] \alpha\text{-Fe}$ .

Темнопольный анализ также показал наличие разориентировки в пределах одного аустенитного кристалла. Причиной разориентации может являться как деформация, обусловленная мартенситным превращением, так и механическая деформация при осадке в процессе сварки.

Таким образом, тонкие структурные исследования переходной зоны сварных швов между сталями Э76 и 12Х18Н10Т, полученных стыковой контактной сваркой, показали, что локальные легированные об-

ласти в углеродистой стали имеют аустенитно-мартенситную структуру со следующим ориентационным соотношением фаз:  $[211] \gamma\text{-Fe} \parallel [011] \alpha\text{-Fe}$ ;  $[11-1] \gamma\text{-Fe} \parallel [-110] \alpha\text{-Fe}$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по государственному заданию № 2014/138, проект № 257.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper – steel dissimilar joint / С. Yao, В. Xu, X. Zhang, J. Huang, J. Fu, Y. Wu // *Optics and Laser in Engineering*. – 2009. – Vol. 47, iss. 7–8. – P. 807–814.
2. *Taban E., Gould J.E., Lippold J.C.* Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization // *Materials & Design*. – 2010. – Vol. 31, iss. 5. – P. 2305–2311.
3. *Hajiannia I., Shamanian M., Kasiri M.* Microstructure and mechanical properties of AISI 347 stainless steel/A335 low alloy steel dissimilar joint produced by gas tungsten arc welding // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 50. – P. 566–573.
4. *Akbari Mousavi S.A.A., Farhadi Sartangi P.* Experimental investigation of explosive welding of cp-titanium/AISI 304 stainless steel // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30, iss. 3. – P. 459–468.
5. Структурные исследования сварных швов, полученных методом стыковой контактной сварки заготовок из разнородных сталей / А.А. Никулина, А.А. Батаев, А.И. Смирнов, В.Г. Буров // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2010. – № 2. – С. 24–28.
6. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.М. Рабкин, Р.С. Курочко, Л.Г. Стрижевская. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.
7. Сварка в машиностроении: справочник: в 4 т.: т. 2 / коллектив авторов; под ред. А.И. Акулова. – М.: Машиностроение, 1978. – 462 с.
8. Моделирование процессов структурообразования при формировании сварного соединения из разнородных сталей / А.А. Никулина, В.Ю. Скиба, Е.Е. Корниенко, Е.Н. Миронов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2011. – № 4. – С. 54–61.
9. *Bataev V.A., Nikulina A.A., Bataev A.A.* The investigation of fracture processes of heterogeneous steels joined by the method of contact welding // *The third international forum on strategic technology: proceedings of IFOST 2008, Novosibirsk–Tomsk, Russia, 23–29 June 2008*. – Novosibirsk, 2008. – P. 75–76. (In Russian)
10. Структурные особенности сварного соединения железнодорожных крестовин с рельсами / А.А. Никулина, В.Г. Буров, А.А. Батаев, В.А. Батаев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2007. – № 1. – С. 32–34.
11. *Кутелія Э.Р., Дзиграшвили Т.А.* Анализ электронограмм от двухфазных и двойниковых кристаллов. – Тбилиси: Интелекти, 2005. – 138 с.

# **ФОРМИРОВАНИЕ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ «АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ – НИКЕЛЬ» С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ**

**Л.И. Шевцова, Д.С. Терентьев, С.Ю. Нагавкин**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, edeliya2010@mail.ru*

В данной работе обсуждается роль количественного соотношения исходных компонентов на структуру и механические свойства композита «алюминид никеля – никель», полученного по технологии искрового плазменного спекания. Содержание никеля в смеси варьировалось от 10 до 30 % (масс.). Структура спеченных композитов представляет собой никелевую матрицу с равномерно распределенными интерметаллидными частицами. Установлено, что при введении в порошковую смесь 30 % никеля достигается максимальное значение предела прочности на изгиб спеченного композита (1900 МПа). С увеличением содержания никеля твердость полученного композита уменьшается до 2500 МПа.

In this study the role of the proportion of the initial components on the structure and mechanical properties of «nickel aluminide – nickel» composite fabricated by the spark plasma sintering (SPS) technology is discussed. The nickel content in the mixture was varied from 10 to 30 % (wt.). The microstructure of the sintered composites consisted of spherical intermetallic particles homogeneously distributed in the nickel matrix. It was found that composite containing approximately 30 wt. % Ni possessed the highest bending strength level (1900 MPa). With increase in the content of nickel the hardness of the fabricated composites decreased to 2500 MPa.

Интерметаллид  $Ni_3Al$  и сплавы на его основе относятся к одним из наиболее перспективных высокотемпературных материалов для ряда отраслей химической промышленности, авиационного и космического машиностроения [1, 2]. Это объясняется высоким комплексом физико-механических свойств данного интерметаллида при повышенных температурах, а также высокой температурой плавления и низкой плотностью [1]. Характерной особенностью алюминида  $Ni_3Al$  является аномальная зависимость предела текучести от температуры, а именно: с повышением температуры предел текучести не уменьшается, как для большинства металлов и сплавов, а увеличивается до некоторого значения температуры [1, 2].

Однако широкое применение интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в промышленности ограничено. Это объясняется повышенной хрупкостью алюминидов никеля при комнатной температуре и сложностью изготовления изделий из полученных материалов [1]. Одно из решений отмеченной проблемы может быть основано на введении в порошок хрупкого алюминида никеля частиц пластичного никеля.

Для получения бездефектного композиционного материала на основе алюминида никеля в работе предлагается использовать современную технологию искрового плазменного спекания (SPS) [3]. К основным достоинствам используемой технологии относятся кратковременность процесса спекания и возможность сохранить мелкозернистую структуру спеченного материала [2–4]. В работе [4] были определены оптимальные режимы спекания порошка алюминида никеля.

В данной работе композиты получали путем спекания порошковых смесей алюминида никеля и никеля на установке для SPS Labox-1575. Содержание никеля в порошковой смеси изменялось от 10 до 30 % (масс.). В качестве порошка алюминида никеля использовали промышленный порошок ПН85Ю15 (основная фаза  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ). Порошковые смеси были получены путем перемешивания компонентов в планетарной шаровой мельнице Fritch Pulverisette 6. Спекание проводилось в вакууме. Температура спекания порошковой смеси составляла 1100 °С, скорость нагрева 100 °С/мин. Порошковая смесь выдерживалась при температуре спекания в течение 5 мин. Давление прессования заготовки было равным 40 МПа. Плотность спеченных образцов рассчитывали, определяя их массу и линейные размеры.

Проведенные структурные исследования показали, что при реализации отмеченных выше режимов спекания микроструктура полученного композита представляет собой никелевую матрицу с равномерно распределенными в ней шарообразными интерметаллидными частицами.

Рентгенофазовый анализ порошка ПН85Ю15 без добавления частиц никеля после реализации SPS-спекания свидетельствует о наличии фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . В то же время на рентгенограмме присутствуют пики моноалюминида никеля  $\text{NiAl}$ . В спеченном образце, полученном при добавлении в порошковую смесь 10 % никеля, также присутствует интерметаллид  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , однако фазы  $\text{NiAl}$  не обнаружено. В образце, полученном в результате спекания порошковой смеси ПН85Ю15 и никеля в соотношении 7:3, зафиксированы две фазы –  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{Ni}$ .

Анализ результатов экспериментальных исследований свидетельствует о том, что добавление в порошковую смесь мелких частиц ни-

келя благоприятно отражается на прочностных свойствах спеченных композитов. В качестве критерия прочностных свойств материалов использовали величину предела прочности при изгибе. Максимальный уровень предела прочности при изгибе (1900 МПа) достигнут при спекании порошковой смеси алюминиды никеля и никеля в соотношении 7:3. Это более чем в два раза превышает предел прочности спеченного порошка ПН85Ю15 (890 МПа).

Результаты фрактографического анализа спеченного порошка ПН85Ю15 после испытания на трехточечный изгиб свидетельствуют о доминировании интеркристаллитного характера разрушения. Благоприятное влияние никеля на пластичность спеченных материалов обусловлено сменой механизмов разрушения образцов. Добавление в порошковую смесь 30 % никеля является причиной повышения пластичности спеченного композита. Об этом свидетельствует присутствие на фрактограмме чашечного излома, характерного для разрушения пластичных и псевдопластичных материалов.

*Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ по государственному заданию № 11.1892.2014/К, код проекта 1892.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // *Intermetallics*. – 1996. – Vol. 4, iss. 5. – P. 357–375.
2. Шевцова Л.И. Структура и механические свойства интерметаллида  $Ni_3Al$ , полученного по технологии искрового плазменного спекания механически активированной порошковой смеси «Ni – Al» // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2014. – № 3 (64). – С. 21–27.
3. The synthesis and consolidation of hard materials by spark plasma sintering / D. Hulbert, D. Jiang, D. Dudina, A. Mukherjee // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2009. – Vol. 27, iss. 2. – P. 367–375.
4. Влияние температуры нагрева на структуру и механические свойства материала, полученного искровым плазменным спеканием порошка ПН85Ю15 / Л.И. Шевцова, И.А. Батаев, В.И. Мали, А.Г. Анисимов, Д.В. Лазуренко, Т.С. Самейшева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2013. – № 4 (61). – С. 35–42.

## ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ В КОМПОЗИТЕ Х20Н80+АД-1

**В.Г. Шморгун, А.О. Таубе, А.В. Крохалев**

*Волгоградский государственный технический университет,  
г. Волгоград, mv@vstu.ru*

В статье исследован фазовый состав диффузионной зоны полученного с помощью сварки взрывом композиционного материала Х20Н80 + АД-1 после термообработки при 630 °С, 75 ч.

This paper describes an investigation of phase structure of the diffusion zone in H20N80+AD-1 composite material, obtained by an explosive welding, after heat treatment 630 °С, 75 h.

Известно, что одним из путей повышения жаростойкости алюминидов никеля является их комплексное легирование тугоплавкими элементами. Так, например, сопоставление скорости окисления легированных и нелегированных алюминидов никеля [1] показало, что при температурах выше 1000 °С скорость окисления последних на воздухе в несколько раз больше. В связи с этим научный и практический интерес представляет исследование влияния введения хрома в состав слоистых покрытий никель-алюминид никеля (путем замены сплава НП2 сплавом Х20Н80) на фазовый состав диффузионной зоны (ДЗ), формирующейся после высокотемпературной обработки композита Х20Н80+АД-1.

Полученный нами в программном пакете Thermo-Calc компании Thermo-CalcSoftware изотермический разрез диаграммы Al-Cr-Ni в равновесном состоянии при комнатной температуре (20 °С) представлен на рис. 1. Разрез приведен с ограничением концентрации элементов по осям для удобства его использования при оценке фазового состава ДЗ композита Х20Н80+АД-1. Расшифровка обозначения фаз представлена в таблице.

Анализ СЭМ изображения ДЗ, полученной на межслойной границе композита Х20Н80+АД-1 (2+4 мм) после термообработки (630 °С, 75 ч), позволил условно разделить ее на три прослойки (рис. 2).

Первая преимущественно состоит из интерметаллида  $\text{CrAl}_7$  (80 масс.% Al и 20 масс.% Cr (рис. 3, а, точка 1)). Вторая представляет собой механическую смесь двух фаз: интерметаллида  $\text{CrAl}_7$  (точка 3 на рис. 3, а) и  $\text{NiAl}_3$  (58 масс.% Al и 42 масс.% Ni (точка 2 на рис. 3, а)). Ее дисперсность уменьшается по мере удаления от первой прослойки вглубь ДЗ. Микротвердость первой и второй прослойки ~11,7 ГПа.

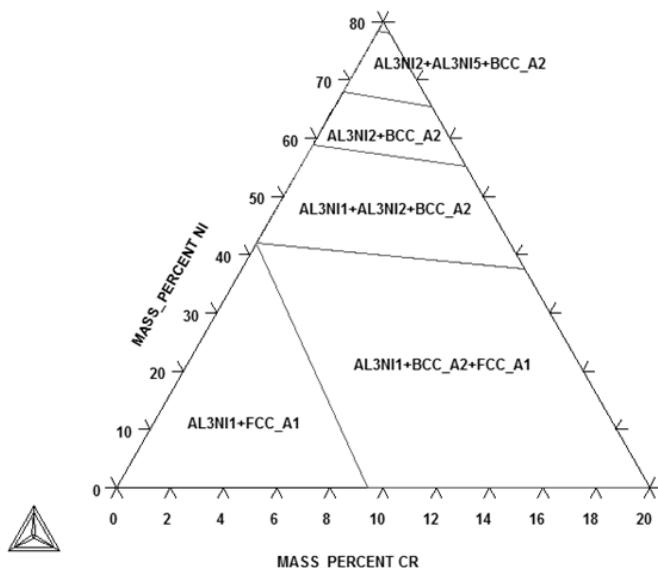
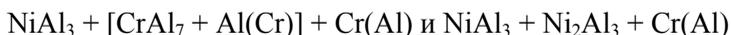


Рис. 1. Изотермический разрез трехфазной диаграммы системы Al-Cr-Ni при температуре 20 °С [2]

### Химический состав фаз, представленных на рис. 1

Фаза	Содержание элементов (в масс.%)		
	Al	Cr	Ni
NiAl <sub>3</sub>	58	–	42
FCC_A1	90...97	3...10	–
BCC_A2	2...3	97...98	–
Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	42	–	58
Ni <sub>5</sub> Al <sub>3</sub>	22	–	78

В третьей прослойке по мере приближения к границе с X20H80 содержание Al снижается (с 62 до 38 %), а Ni – увеличивается (с 30 до 50 %). Концентрация хрома снижается с 8 до 12 % (рис. 3, б). Микротвердость прослойки ~ 6,5 ГПа. Данный диапазон попадает в две области на трехфазной диаграмме состояния:



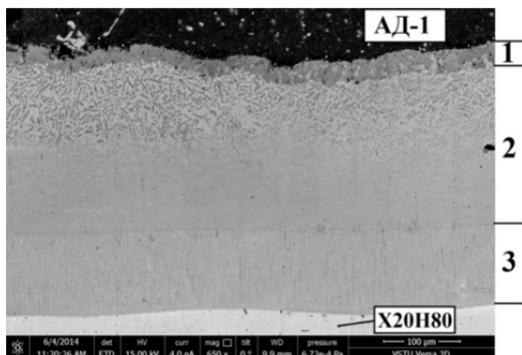
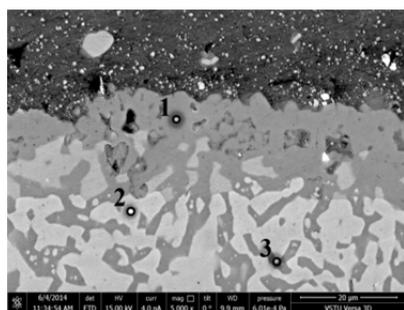
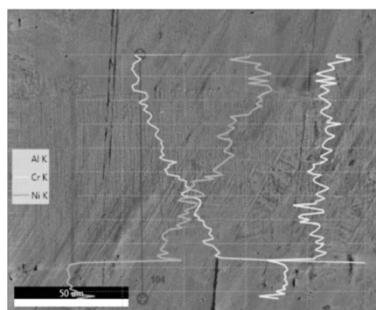


Рис. 2. РЭМ изображение диффузионной зоны (x650)



*a*



*б*

Рис. 3. РЭМ изображение участка диффузионной зоны в композите X20H80 после ТО при 630 °С, 75 ч (x5000) (*a*); кривые распределения химических элементов в третьей прослойке ДЗ (x1500) (*б*)

Таким образом, в составе прослойки наряду с алюминидом  $\text{NiAl}_3$  и твердым раствором алюминия в хrome появляется интерметаллид  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , доля которого по мере приближения к сплаву X20H80 увеличивается.

## Выводы

Диффузионная зона, формирующаяся в слоистом композите состава X20H80+АД-1 при твердофазной диффузии, состоит из трех интерметаллидных прослоек. Прослойка со стороны сплава X20H80 содержит алюминиды  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ ,  $\text{NiAl}_3$ , интерметаллид  $\text{CrAl}_7$  и твердый раствор

алюминия в хrome, а со стороны алюминия –  $\text{CrAl}_7$ . Между ними находятся алюминид  $\text{NiAl}_3$  и интерметаллид  $\text{CrAl}_7$ , их дисперсность уменьшается по мере удаления от первой прослойки. Рост диффузионной зоны происходит в основном за счет изменения толщины слоя алюминия.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Long-term oxidation of an as-cast Ni3Al alloy at 900°C and 1100°C / D. Lee, M.L. Santella, I.M. Anderson, G.M. Pharr // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – Vol. 36, iss. 7. – P. 1855–1869.
2. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочник / О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова, Л.С. Гузей, М.Е. Дриц, Т.В. Добаткина, Е.В. Лысова, Н.И. Никитина, Е.М. Падежнова, Л.Л. Рохлин, О.П. Черногорова; под ред. О.А. Банных, М.Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

<b>Подсекция 1. МЕХАНИКА И ТЕХНОЛОГИИ</b> .....	5
<i>Абашин М.И., Галиновский А.Л., Хафизов М.В.</i> Экспресс-определение рациональных режимов гидроабразивной обработки материалов путем анализа данных акустической эмиссии .....	5
<i>Акулова А.А.</i> Технологическое обеспечение утилизации машиностроительной продукции .....	8
<i>Афиногенова И.И., Ларичкин В.В.</i> Исследование влияния нанодобавок на адгезионные свойства лакокрасочных покрытий .....	11
<i>Бондарева О.С.</i> Исследование влияния температуры горячего цинкования на структуру и толщину покрытия на крепежных изделиях .....	14
<i>Булыгин Ю.И., Алексеенко Л.Н., Корончик Д.А.</i> Особенности формирования полей скоростей и давлений внутри центробежных пылеуловителей .....	20
<i>Булыгин Ю.И., Алексеенко Л.Н., Корончик Д.А.</i> Сравнительный анализ аэродинамических параметров цилиндрического циклона и центробежного пылеуловителя с обратным конусом .....	24
<i>Витвинов М.К., Леонов С.Л., Ситников А.А.</i> Технологическое наследование волнистости при фрезеровании .....	28
<i>Войнаш С.А., Площаднов А.Н., Курсов И.В.</i> Транспортные средства для активного отдыха и развлечений .....	31
<i>Воронин С.В.</i> Исследование процесса получения полых цилиндрических деталей из сплава 5056 с учетом микроструктуры материала методом компьютерного моделирования .....	34
<i>Востриков С.В., Нестерова Т.Н., Мазурин О.А.</i> Эффективное использование энергетического потенциала процесса получения изопропилбензола на хлористом алюминии .....	37
<i>Гаар Н.П., Журавлев А.И., Локтионов А.А.</i> Повышение реакционной способности электролита $\text{NaNO}_3$ лазерным излучением при электрохимической обработке .....	40
<i>Гудков И.С., Авдулов А.А.</i> Вращение жидкого металла в канальной части индукционной печи .....	44

<i>Деев В.Б., Приходько О.Г., Никитина А.А.</i> Расчет параметров кристаллизации литейных машиностроительных сплавов, полученных по ресурсосберегающим технологиям с использованием физических воздействий .....	47
<i>Емельянов С.Г., Чевычелов С.А., Чистяков П.П.</i> Зависимость точности эвольвентного профиля от угла наклона производящей линии .....	51
<i>Ефанова У.Г., Верниковская Н.В., Носков А.С.</i> Очистка выхлопных газов дизельных двигателей от сажи: математическое моделирование с учетом полидисперсности частиц .....	54
<i>Ильященко Д.П.</i> Влияние энергетических характеристик источника питания на стабильность процесса РДС.....	57
<i>Имангулов А.Р., Филькин Н.М.</i> Оценка динамической нагруженности трансмиссии гибридного автомобиля.....	60
<i>Карпенко Е.В.</i> Концепция автоматизированного проектирования низкоскоростного торцевого синхронного генератора по заданным показателям качества.....	63
<i>Кокарева В.В., Самтарова К.Т., Проничев Н.Д.</i> Анализ производственных систем машиностроительного производства методом моментных наблюдений .....	66
<i>Кокарева В.В., Малыхин А.Н., Смелов В.Г.</i> Оптимизация производственной системы машиностроительного производства инструментами бережливого производства .....	74
<i>Корчуганов М.А., Корчуганова М.А., Сырбаков А.П.</i> Разработка конструкции предпусковых подогревателей дизельных двигателей на базе газовых и бензиновых горелок.....	77
<i>Корчуганов М.А., Корчуганова М.А., Сырбаков А.П.</i> Тепловая подготовка дизельного двигателя СМД-14 с применением бензиновых горелок .....	80
<i>Красильников Б.А., Янпольский В.В., Рахимьянов К.Х.</i> Влияние давления электролита на скорость электрохимического растворения стали 110Г13Л при электрохимической струйной обработке .....	83
<i>Кудинов И.В., Кудинов В.А.</i> Исследование процесса колебаний упругих тел с учетом релаксационных свойств материалов .....	86
<i>Кузнецов Н.К., Хань Ле Ба.</i> Синтез алгоритмов управления упругими колебаниями многомассовых мехатронных систем на основе концепции обратных задач динамики .....	90
<i>Кузьминых Я.С., Постников В.С.</i> Исследование характеристик Но-Уб-волоконного лазера для поверхностной обработки материалов.....	93

<i>Лапердин А.И.</i> Программно-аппаратный комплекс автоматизированной системы управления прочностными испытаниями авиационных конструкций .....	96
<i>Ласуков А.А., Моховиков А.А., Шамарин Н.Н.</i> Напряженно-деформированное состояние лезвия режущего инструмента при модификации его контактных поверхностей .....	99
<i>Логунова О.С., Сибилева Н.С.</i> Результаты сравнительного анализа решения многокритериальной задачи оптимизации для расчета структуры шихтовых материалов дуговой сталеплавильной печи.....	102
<i>Локтионов А.А., Журавлев А.И., Рахимьянов А.Х.</i> Повышение ресурса работы расходных элементов плазмотрона при тонкоструйной плазменной резке.....	105
<i>Миков А.Ю., Логунова О.С., Маркевич А.В.</i> Обоснование необходимости повышения точности обнаружения дефектов на поверхности холоднокатаного листа для машиностроения.....	109
<i>Навесов А.В.</i> Система осциллографирования биений вала гидроагрегата на основе индукционного датчика в форме одностороннего тора.....	112
<i>Некрасов Р.Ю., Путилова У.С., Соловьев И.В.</i> Исследование напряженно-деформированного состояния режущего инструмента с использованием метода лазерной интерферометрии .....	115
<i>Новиков П.А., Силин А.О., Шен Ван Цин.</i> Синтез катодного материала $\text{Li}_2\text{Fe}_{0,5}\text{Mn}_{0,5}\text{SiO}_4/\text{C}$ для литий-ионных аккумуляторов с использованием аморфного $\text{Li}_2\text{SiO}_3$ .....	118
<i>Онанко Ю.А., Продайвода Г.Т., Онанко А.П.</i> Указательная поверхность неупруго-упругих характеристик сплавов и автоматизированная система обработки анизотропии .....	121
<i>Осипов И.А., Бачурин А.С., Курлаев Н.В.</i> Прогнозирование закалочных деформаций деталей.....	125
<i>Осипов А.П., Машин Д.А., Шуляев А.В.</i> Экспериментальное исследование геометрических параметров абразивных зерен .....	128
<i>Павлушенко Н.М., Бачурин А.С., Рынгач Н.А.</i> Связь закалочных деформаций с величиной припуска .....	131
<i>Радионова Л.В., Лисовская Т.А., Лисовский Р.А.</i> Лабораторная установка для исследования жаростойкости металлов и сплавов .....	134
<i>Разумов М.С., Гречухин А.Н., Пыхтин А.И.</i> Определение погрешности формы при полигональном точении многогранников с нечетным количеством граней.....	137

<i>Рахмиянов Х.М., Рахмиянов А.Х., Журавлев А.И.</i> Технологические возможности тонкоструйной плазменной резки в обработке биметаллических композиций.....	141
<i>Рахмиянов Х.М., Семенова Ю.С., Еремина А.С.</i> Технологические особенности обеспечения параметров качества поверхности при обработке ультразвуковым пластическим деформированием .....	144
<i>Рогова О.В.</i> Сравнительный анализ методик расчета магнитной проводимости.....	148
<i>Селезнев Ю.Н., Родионова И.Н., Губанов В.С.</i> Использование симплексного метода при оптимизации конструкции гранных протяжек по критерию минимальной энергоемкости протягивания.....	151
<i>Сидорова В.В., Разумов М.С., Гречухин А.Н.</i> Автоматизированное средство управления технологическими параметрами при сверлении с наложением вибраций.....	154
<i>Скиба В.Ю., Иванцовский В.В., Пушкин В.Н.</i> Числовое моделирование поверхностного упрочнения стали при высокоэнергетическом нагреве токами высокой частоты.....	157
<i>Слезкин Д.В., Ерофеев В.А., Масленников А.В.</i> Применение методов компьютерного моделирования для разработки технологии MIG/MAG сварки на машиностроительном предприятии.....	160
<i>Сусанин В.С., Курлаев Н.В., Андрищук Н.А.</i> Обеспечение эффективности профиля адаптивного крыла.....	163
<i>Суфияров В.Ш., Борисов Е.В., Полозов И.А.</i> Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава.....	165
<i>Трухманов Д.С., Кречетов А.А.</i> Тензометрические датчики на основе сетей из углеродных нанотрубок и их применение в системах структурного мониторинга состояния.....	168
<i>Фахретдинова Э.И., Рааб Г.И., Ганиев М.М.</i> Разработка модели силовых параметров нового метода интенсивной пластической деформации Мульти-РКУП-Конформ.....	171
<i>Хмелев В.Н., Цыганок С.Н., Демьяненко М.В.</i> Оптимизация комбинированного многополуволнового рабочего инструмента ультразвуковой колебательной системы .....	174
<i>Широков И.Э., Нурмухаметов А.Т., Гречухина М.С.</i> Разработка комбинированной технологии изготовления удлиненных кумулятивных зарядов повышенной эффективности .....	177
<i>Яруллин М.Г., Мингазов М.Р.</i> Моделирование механизма Беннетта в системе SOLIDWORKS.....	180

<i>Яруллин М.Г., Галиуллин И.А.</i> Собираемость и подвижность модификаций механизма Брикарда.....	183
<i>Ярун Е.И., Валеев В.А., Калуцких Н.И.</i> Особенности технологий изготовления деталей виброопорметаллоконструкций и оборудования.....	186
<b>Подсекция 2. ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ПОКРЫТИЯ .....</b>	<b>189</b>
<i>Абашин М.И., Галиновский А.Л., Хафизов М.В.</i> Конечно-элементное моделирование процесса гидроэрозии тонкопленочных покрытий и экспериментальная проверка его результатов.....	189
<i>Бондарь О.В.</i> Особенности термообработки штампов из износостойких сталей.....	192
<i>Бутуханов В.А., Мархасаева Ю.А., Мархасаев А.В.</i> Диффузионное защитное покрытие после насыщения бором и ванадием на сталях для штампового инструмента.....	194
<i>Гурьев А.М., Иванов С.Г., Шунчи Мэй.</i> Структура боридных покрытий на сталях различного назначения.....	198
<i>Зиганшин А.И., Дампилов Б.В.</i> Непрерывный и импульсный электронный луч в конструировании износостойкого покрытия системы CrVFeC.....	201
<i>Зимоглядова Т.А., Дробяз Е.А., Громов В.Е.</i> Формирование высокопрочных самофлюсующихся борсодержащих покрытий методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки.....	204
<i>Кобзарева Т.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Романов Д.А.</i> Упрочнение титанового сплава ВТ6 электровзрывным науглероживанием с порошком оксида циркония и последующей электронно-пучковой обработкой.....	207
<i>Кондратенко П.К., Сатдарова Н.М., Ганигин С.Ю.</i> Особенности обработки материалов высокоскоростными потоками микрочастиц.....	211
<i>Корниенко Е.Е., Смирнов А.И., Кузьмин В.И.</i> Структурные исследования покрытий, полученных плазменным напылением, из самофлюсующихся сплавов.....	214
<i>Кривеженко Д.С., Лаптев И.С., Градусов И.Н.</i> Вневакуумная электронно-лучевая наплавка карбида бора на низкоуглеродистую сталь.....	217
<i>Лизункова Я., Тюрин А., Хассель Т.</i> Микроструктурные и трибологические исследования инструментальной стали HS6-5-2C после атмосферного плазменного азотирования.....	220

<i>Лосинская А.А., Головин Д.Д., Батаев И.А., Джордж А.М.</i> Ускоренная цементация цилиндрических деталей с помощью высокоэнергетического электронного пучка .....	224
<i>Малютина Ю.Н., Си-Мохану Х.</i> Улучшение триботехнических характеристик титана путем лазерной наплавки порошка $\gamma$ -TiAl.....	227
<i>Муль Д.О., Лантев И.С., Клишкин Ю.О.</i> Легирование стали титаном, ванадием и углеродом в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки .....	230
<i>Плотникова Н.В., Лосинская А.А., Скиба В.Ю., Никитенко Е.А.</i> Перспектива применения высокоэнергетического нагрева для поверхностного насыщения стали углеродом.....	233
<i>Попович А.А., Разумов Н.Г.</i> Исследование процесса растворения легирующих элементов в железе при механическом легировании .....	236
<i>Руктуев А.А., Батаев И.А., Комаров П.Н.</i> Вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошков тантала и ниобия на титан марки VT1-0 .....	239
<i>Самойленко В.В., Ленивецова О.Г., Поляков И.А.</i> Технология получения многослойных Ti-Ta-Zr покрытий на поверхности титана VT1-0 .....	242
<i>Скаков М.К., Батырбеков Э.Г., Ерыгина Л.А.</i> Влияние электролитно-плазменного азотирования на свойства поверхностного слоя стали 34XН1М.....	245
<i>Собачкин А.В., Ситников А.А., Свиридов А.П.</i> Оценка износостойкости изделий на основе механоактивированных материалов .....	248
<i>Сотов А.В., Смелов В.Г., Носова Е.А.</i> Исследование технологии восстановительного ремонта лопаток газотурбинных двигателей методом импульсной лазерной наплавки .....	251
<b>Подсекция 3. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ .....</b>	<b>255</b>
<i>Аникеев А.Н., Чуманов И.В.</i> Получение, структура и свойства градиентных материалов для машиностроения.....	255
<i>Арьшенский Е.В., Тептерев М.С., Латушкин И.А.</i> Изучение влияния содержания железа на текстуру горячекатаных заготовок из сплава 3104.....	258
<i>Арьшенский Е.В., Гречникова А.Ф., Яшин В.В.</i> Изучение связи текстурных компонент с показателями анизотропии и фестоности в горячекатаной заготовке из сплава 3104 .....	261

<i>Белоусова Н.С., Ануфриенко Д.А., Горяйнова О.А.</i> Оценка эффективности осевого и изостатического способов прессования керамического гранулированного порошка.....	264
<i>Белоусова Н.С., Кузьмин Р.И., Мельникова Е.В.</i> Влияние фракционного состава гранулированного порошка на качество спеченной керамики.....	267
<i>Буров В.Г., Батаева З.Б., Дробяз Е.А.</i> Влияние локальных объемов расплава на структуру гетерофазных материалов.....	271
<i>Веселов С.В., Тимаревский Р.С., Черкасова Н.Ю.</i> Разработка режимов предварительного свободного спекания керамики для последующего горячего изостатического прессования.....	274
<i>Вицке Р.Э., Кондратюк А.А., Нестеренко В.П.</i> Влияние количества наполнителя на характеристики полимерных композитов.....	277
<i>Гоцелюк Т.Б., Коваленко Н.А.</i> Расчетно-экспериментальное исследование прочности слоистых композитов.....	280
<i>Деев В.Б., Приходько О.Г., Никитина А.А.</i> Оценка эффективности применения физических модифицирующих воздействий на литейные машиностроительные сплавы.....	284
<i>Ерёмкина К.П., Ри Х., Химухин С.Н.</i> Получение сплавов на никелевой основе для использования их в качестве анодного материала при формировании электроискровых покрытий на сталях.....	288
<i>Ермаков М.А., Ри Э.Х., Ри Хосен.</i> Физико-механические свойства низкоуглеродистого белого чугуна, легированного хромом.....	291
<i>Ермошкин Анд.А., Ермошкин Ант.А., Луц А.Р.</i> Механические и коррозионные свойства алюмоматричных композитов Al-TiC, полученных in-situ методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.....	294
<i>Жданок А.А., Полубояров В.А., Коротаева З.А.</i> Свойства материалов, модифицированных нанодисперсными керамическими частицами.....	298
<i>Керсон И.А., Шиганова Л.А.</i> Получение порошковой наноструктурированной нитридной композиции TiN-BN методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из азидных систем «KBF <sub>4</sub> -NaN <sub>3</sub> -Na <sub>2</sub> TiF <sub>6</sub> » и «NH <sub>4</sub> BF <sub>4</sub> -NaN <sub>3</sub> -Na <sub>2</sub> TiF <sub>6</sub> ».....	301
<i>Лазуренко Д.В., Мали В.И., Тёммес А.</i> Формирование слоистых металл-интерметаллидных композитов путем совместного плазменного искрового спекания металлических фольг и порошковых заготовок.....	304
<i>Максимов М.Ю., Румянцев А.М.</i> Применение метода атомно-слоевого осаждения для повышения стабильности катодов литий-ионных аккумуляторов.....	307

<i>Мишнев Р.В., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О.</i> Малоцикловая усталостная долговечность жаропрочной мартенситной стали 10X10K3B2MФБР .....	309
<i>Носова Е.А., Кузина А.А., Куц А.В.</i> Разработка процесса изготовления псевдолигатур из порошков алюминия и никеля для модифицирования сплавов .....	313
<i>Панченко О.В., Левченко А.М., Кархин В.А.</i> Оптимизация размера образца для определения содержания диффузионного водорода в металле .....	316
<i>Парилов Е.А., Беляков А.В., Ковалевская Ж.Г.</i> Особенности строения слитков сплава Ti-Nb .....	320
<i>Попелюх А.И., Юркевич М.Р., Попелюх П.А.</i> Комбинированная термомеханическая обработка деталей горных машин .....	327
<i>Попов А.Г., Широков И.Э., Мурзин А.Ю.</i> Перспективы применения алюминия для изготовления многослойных кумулятивных облицовок ....	330
<i>Попович А.А., Разумов Н.Г., Веревкин А.С.</i> Получение механическим легированием магнитотвердых материалов с самарием .....	334
<i>Рябов А.В., Панфилов А.М., Семенова Н.С.</i> Рентгентелевизионное исследование движения и испарения висмутовых капель в жидкой стали .....	337
<i>Середюк А.В., Гостищев В.В., Хосен Ри.</i> Синтез сложнолегированных никелидов алюминия металлотермией оксидов металлов .....	340
<i>Степанова Н.В., Жильцов И.Ю.</i> Механические свойства чугуна с высоким содержанием меди модифицированного карбидом титана .....	343
<i>Чевакинская А.А., Никулина А.А., Плотникова Н.В.</i> Влияние барьерного слоя на структуру и свойства сварных соединений разнородных сталей ...	346
<i>Чевакинская А.А., Никулина А.А., Смирнов А.И.</i> Структурные исследования переходной зоны сварного шва между аустенитной и перлитной сталями .....	349
<i>Шевцова Л.И., Терентьев Д.С., Нагавкин С.Ю.</i> Формирование порошковых композитов «алюминид никеля – никель» с использованием технологии искрового плазменного спекания .....	352
<i>Шморгун В.Г., Таубе А.О., Крохалев А.В.</i> Фазовый состав диффузионной зоны в композите X20H80+АД-1 .....	355

**ЭЛЕКТРОТЕХНИКА ЭНЕРГЕТИКА  
МАШИНОСТРОЕНИЕ**

**ЭЭМ – 2014**

**Сборник научных трудов I международной научной  
конференции молодых ученых**

**В трех частях**

**Часть 3. Секция Машиностроение**

*В авторской редакции*

Выпускающий редактор *И.П. Брованова*

Корректор *Л.Н. Кинит*

Дизайн обложки *А.В. Ладыжская*

Компьютерная верстка *Л.А. Веселовская*

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции

Издание соответствует коду 95 3000 ОК 005-93 (ОКП)

---

Подписано в печать 24.11.2014. Формат 60 × 84 1/16. Бумага офсетная. Тираж 70 экз.  
Уч.-изд. л. 21,39. Печ. л. 23,0. Изд. № 217. Заказ № 1366. Цена договорная

---

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