

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ ЛНР

**ЛУГАНСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
имени ВЛАДИМИРА ДАЛЯ**

**РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ
ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА И
ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ
МАТЕРИАЛОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ**

Сборник научных трудов

№1 (22) 2018

Луганск 2018

Сборник включен в Перечень научных специализированных изданий ЛНР
Свидетельство о регистрации: серия № ПИ 000101 от 08.06.2017 г.

Сборник включен в Перечень рецензируемых научных изданий
Министерства образования и науки ДНР (Приказ № 464 от 02.05.2017 г.)

Сборник входит в базу данных Российского индекса научного цитирования (РИНЦ)

Рекомендовано к печати Ученым советом Луганского национального
университета имени Владимира Даля (Протокол № 7 от 27.03.2018 г.).

Редакционная коллегия:

Рябичева Л.А., д-р техн. наук, проф. (председатель редакционной коллегии), (ЛНУ им. В. Даля); Гутько Ю.И., д-р техн. наук, проф. (ЛНУ им. В. Даля); Яковченко А.В., д-р техн. наук, проф. (ДонНТУ, г. Донецк); Гедрович А.И., д-р техн. наук, проф. (ЛНУ им. В. Даля); Гальцов И.А., к-т техн. наук, доц. (ЛНУ им. В. Даля); Витренко В.А., д-р техн. наук, проф. (ЛНУ им. В. Даля); Мирошников В.В., д-р техн. наук, проф. (ЛНУ им. В. Даля); Половинка Д.В., к-т техн. наук, доц. (ЛНУ им. В. Даля); Шатова Н.А., к-т техн. наук, доц. (ЛНУ им. В. Даля); Алимов В.И., д-р техн. наук, проф. (ДонНТУ, г. Донецк); Егоров С.Н., д-р техн. наук, проф. (ЮРГПУ им. М.И. Платова, Россия); Скориков А.В., д-р техн. наук, проф. (ЮРГПУ им. М.И. Платова, Россия); Ефремов А.Н., д-р техн. наук, проф. (ДонНАСА, г. Макеевка); Назарова А.В., к-т техн. наук, доц. (ЛНАУ); Дейнска И.Г., д-р техн. наук, проф. (ЛНУ им. В. Даля); Малов В.А., к-т техн. наук, доц. (ЛНУ им. В. Даля); Никитин Ю.Н., к-т техн. наук, доц. (ЛНУ им. В. Даля).

Ответственный за выпуск: д-р техн. наук, проф. Рябичева Л.А.

Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении: Сб. науч. тр. – Луганск: ЛНУ им. В. Даля, 2018. – 140 с.

ISSN 2218-1806

Статьи сборника посвящены результатам теоретических и экспериментальных исследований в области обработки давлением и материаловедения, литья, резания. Рассмотрены вопросы фундаментальных и прикладных исследований, использования новых материалов, методов повышения качества изделий, новых технологий изготовления изделий и усовершенствования технологического оснащения и узлов машин.

Предназначен для научных и инженерных работников, аспирантов и студентов.

Материалы печатаются на языке оригинала.

Статьи прорецензированы членами редакционной коллегии.

ISSN 2218-1806

© Луганский национальный университет имени Владимира Даля, 2018.

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF LPR
VLADIMIR DAHL LUGANSK NATIONAL UNIVERSITY

**RESOURCE-SAVING
TECHNOLOGIES OF PRODUCTION AND
FORMING MATERIALS IN MECHANICAL
ENGINEERING**

Collection of scientific works

№1 (22) 2018

Lugansk 2018

The collection is included in the List of scientific specialized publications of LPR
Registration certificate: series No. PI 000101 from 6/8/2017.

The collection is included in the list of peer-reviewed scientific publications of
The Ministry of education and science of the DPR (decree No. 464 from 5/2/2017)

The collection is included into the database of the Russian science citation index (RSCI)

Recommended for publication by the Scientific Council of
Vladimir Dahl Lugansk National University (Protocol No. 7 from 3/27/2018).

Editorial board:

Ryabicheva L. A., Sc.D. (eng), Professor, Chairman of editorial Board, (V. Dahl LNU); Gutko, Yu. I., Sc.D. (eng), Professor (V. Dahl LNU); Yakovchenko A.V., Sc.D. (eng), Professor (DonNTU, Donetsk); Gedrovich A. I., Sc.D. (eng), Professor (V. Dahl LNU); Galtsov I. A., cand. of technical science, associate professor (V. Dahl LNU); Vitrenko V. A., Sc.D. (eng), Professor (V. Dahl LNU); Miroshnikov V. V., Sc.D. (eng), Professor (V. Dahl LNU); D. V. Polovinka, cand. of technical science, associate professor (V. Dahl LNU); Shatova N. A., cand. of technical science, associate professor (V. Dahl LNU); Alimov V. I., Sc.D. (eng), Professor (DonNTU, Donetsk); Egorov S. N., Sc.D. (eng), Professor (M. Platov SRSPU, Russia); A. V. Skorikov, Sc.D. (eng), Professor (M. Platov SRSPU, Russia); Efremov A. N., Sc.D. (eng), Professor (DonNACEA, Makeyevka); Nazarova V. A., cand. of technical science, associate professor (LNAU); Deyneka I. G., Sc.D. (eng), Professor (V. Dahl LNU); Malov V. A., cand. of technical science, associate professor (V. Dahl LNU); Nikitin Yu. N., cand. of technical science, associate professor (V. Dahl LNU).

Responsible for release: D.Sc, Associate Professor Ryabicheva L. A.

Resource-saving technologies of production and forming materials in mechanical engineering: Collection of scientific works. – Lugansk: V. Dahl Lugansk National University, 2018. – 140 p.

ISSN 2218-1806

Articles of the collection are devoted to the results of theoretical and experimental studies in the field of metal forming and materials science, casting, cutting. The questions of fundamental and applied research, the use of new materials, methods of improving the quality of products, new manufacturing technologies and improving the technological equipment and machine components are considered.

Intended for scientists and engineers, postgraduates and students.

Materials are printed in original language.

Articles were reviewed by members of editorial board.

ISSN 2218-1806

© Vladimir Dahl Lugansk National University, 2018.

СОДЕРЖАНИЕ

Металлургия и материаловедение

Яковченко А.В., Снитко С.А., Пилипенко В.В., Ивлева Н.И.	10
МЕТОД АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ПРОФИЛЕЙ ФАСОННЫХ В СЕЧЕНИИ КОЛЕЦ	
Тарасов С.П.	19
О КРИТЕРИИ ДОПУСТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ОПЕРАЦИЙ ВЫТЯЖКИ С УТОНЕНИЕМ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	
Алимов В.И., Георгиаду М.В.	26
НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ И АКТИВИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ	
Рябичева Л.А.	39
ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ ДЕФОРМАЦИИ И СТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА	
Александров В.Д., Зозуля А.П.	51
ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ В СИСТЕМЕ ИНДИЙ-СВИНЕЦ	
Александров В.Д., Зозуля А.П., Фролова С.А.	61
АНАЛИЗ НЕРАВНОВЕСНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ	
Никитин Ю.Н., Милаков В.И.	72
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ШТАМПОВОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ 4Х5МФС	
Войтенко В.А.	81
ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ УДАРНОЙ ИОНИЗАЦИИ И УДАРНОМ ВОЗБУЖДЕНИИ В P-N-ПЕРЕХОДЕ, ВКЛЮЧЕННОМ В ОБРАТНОМ НАПРАВЛЕНИИ	

Машиностроение и машиноведение

Бранспиз Е.В., Бранспиз М.Ю.	92
К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СКОРОСТИ ВРАЩЕНИЯ АСИНХРОННОГО ДВИГАТЕЛЯ ПРИВОДА ДЕБАЛАНСНОГО КОЛЕБАТЕЛЯ	
Волков И.В., Ясуник С.Н., Хаустова А.В., Солодовник М.Д., Кузнецова М.Н.	100
ВИБРОЯВЛЕНИЯ НА КОНЕЧНОМ ЭТАПЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБОЛОЧКОВЫХ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ	

Приборостроение, метрология и информационно-измерительные приборы и системы

Войтенко В.В., Комаров Н.В.	110
ИЗМЕРЕНИЕ ВНУТРЕННИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОВОДЯЩИХ ПОРОШКОВЫХ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПЕКАНИЕМ, ПО УРОВНЮ ТОКОВОГО ШУМА	
Войтенко Г.О.	120
ТЕНЗОРЕЗИСТИВНЫЙ ДИНАМОМЕТР ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ СТАТИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО КОЭФФИЦИЕНТОВ ТРЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОСТОМ И СЛОЖНОМ ОТНОСИТЕЛЬНОМ ДВИЖЕНИИ ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ	

Строительство и архитектура

Тараненко С.К., Радионов Д.Г.	128
ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТОДАМИ ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА	
Требования к оформлению статей	135

CONTENTS

Metallurgy and materials science

Yakovchenko A.V., Snitko S.A., Pilipenko V.V, Ivleva N.I.	10
THE METHOD OF AUTOMATED DESIGN OF PROFILES OF THE SHAPE IN THE SECTION OF THE RINGS	
Tarasov S.P.	19
ABOUT THE CRITERION OF PERMISSIBLE DEFORMATION FOR THE OPERATIONS OF DRAWING WITH THINNING OF LOW-CARBON STEELS	
Alimov V.I., Georgiadoy M.V.	26
HEREDITY IN METAL SYSTEMS AND ACTIVATION OF PROCESSES OF CHEMICAL-THERMAL WARES	
Ryabicheva L.A.	39
INTERRELATION OF PARAMETERS OF DEFORMATION AND STRUCTURE AT PLASTIC DEFORMATION POWDER MATERIAL	
Aleksandrov V.D., Zozulia A.P.	51
NUCLEUS FORMATION OF SOLID SOLUTIONS DURING CRYSTALLIZATION OF ALLOYS IN THE INDIUM-LEAD SYSTEM	
Aleksandrov V.D., Zozulia A.P., Frolova S.A.	61
ANALYSIS OF NONEQUILIBRIUM STATE DIAGRAMS OF BINARY ALLOYS	
Nikitin Yu.N., Milakov V.I.	72
INVESTIGATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TOOL STEEL DIE 4X5MΦC	
Voytenko V.A.	81
INVESTIGATION OF ELECTROLYUMINESCENCE IN SHOCK IONIZATION AND SHOCK EXCITATION IN THE P-N-JUNCTION INCLUDED IN THE REVERSE DIRECTION	

Mechanical engineering and engineering science

Branspiz E.V., Branspiz M.Y.	92
TO SOLVING OF THE PROBLEM DETERMINATION OF SPEED OF ASYNCHRONOUS MOTOR DRIVE OF ECCENTRIC MASS OSCILLATOR ROTATION	
Volkov I.V., Yasunik S.N., Khaustova A.V., Solodovnik M.D., Kuznetsova M.N.	100
VIBRATION DETECTION AT THE FINAL STAGE OF MANUFACTURE OF SHELL PARTS BY THE METHOD OF ROTARY EXTRACTION	

Instrument making, metrology and information-measuring devices and systems

Voytenko V.V., Komarov N.V.	110
MEASUREMENT OF INTERIOR CHARACTERISTICS OF CONDUCTING POWDER AND COMPOSITE MATERIALS RECEIVED BY SINKING, BY LEVEL OF CURRENT NOISE	
Voytenko G.O.	120
TENSORISISTIVE DYNAMOMETER FOR MEASURING STATIC AND DYNAMIC FRICTION FACTORS OF COMPOSITE MATERIALS WITH SIMPLE AND COMPLEX RELATIVE MOVEMENT OF INTERACTING SURFACES	

Construction and architecture

Taranenko S.K., Radionov D.G.	128
OPTIMIZATION OF PARAMETERS OF CONSTRUCTIVE ELEMENTS BY METHODS OF TECHNICAL AND ECONOMIC ANALYSIS	
Requirements to registration of articles	135

**МЕТАЛЛУРГИЯ И
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

УДК 621.771.001.57

Яковченко А.В., Снитко С.А., Пилипенко В.В., Ивлева Н.И.

**МЕТОД АВТОМАТИЗИРОВАННОГО
ПРОЕКТИРОВАНИЯ ПРОФИЛЕЙ ФАСОННЫХ
В СЕЧЕНИИ КОЛЕЦ**

Yakovchenko A.V., Snitko S.A., Pilipenko V.V, Ivleva N.I.

**THE METHOD OF AUTOMATED DESIGN OF PROFILES OF
THE SHAPE IN THE SECTION OF THE RINGS**

Разработаны метод и специализированная компьютерная программа проектирования контуров фасонных в сечении колец. Предусмотрен расчет основных параметров кольцевых изделий и контуров сечений, а также их вычерчивание. Пользователь задает координаты скелетных точек и значения радиусов дуг профиля, а программа, работающая на основе математической модели, выполняет сопряжение прямых с дугами окружностей или дуг окружностей между собой и проектирует профиль кольцевого изделия.

Ключевые слова: профили фасонных в сечении колец, автоматизированное проектирование, массивы координат скелетных точек и точек сопряжений, расчет основных параметров кольцевых изделий и контуров их сечений.

Введение

Решение актуальной задачи экономии металла обуславливает необходимость создания новых экономичных профилей, в том числе фасонных в сечении кольцевых изделий. Поэтому целесообразна разработка методов и специализированных компьютерных программ для их проектирования.

На этой основе решаются следующие задачи.

Во-первых, используя результаты автоматизированного проектирования контуров фасонных в сечении колец, можно на базе специализированной компьютерной программы, разрабатывать калибровки валков и штампов.

Во-вторых, полученные координаты точек сопряжений и координаты центров дуг необходимы для программирования современных станков полнопрофильной механической обработки штампованно-катаных фасонных в сечении колец.

Традиционно проектирование, как сортовых профилей, так и контуров сечений колец осуществляется с использованием, например, комплекса Autocad путем последовательного ввода команд для вычерчивания отрезков прямых и дуг окружностей, что приводит к кропотливому и длительному труду при достаточно сложных профилях [1 - 3]. Указанный комплекс не имеет специализированных для рассматриваемого класса задач программных средств и поэтому не позволяет реализовать процесс автоматизированного проектирования фасонных профилей.

Математическая модель, на основе которой выполняется сопряжение прямых с дугами окружностей или дуг окружностей между собой и, соответственно, проектируется фасонный профиль, разработана в [4]. Практика автоматизированного проектирования сложных профилей железнодорожных колес представлена в работах [4, 5]. Предложенные в них методы целесообразно использовать и в настоящей работе.

Цель работы состоит в разработке метода и специализированной компьютерной программы автоматизированного проектирования контуров чистовых механически обработанных и черновых фасонных в сечении колец.

Постановка задачи

Для выполнения поставленной цели требуется создание моделей окон программы для задания исходной информации, контрольного построения контура сечения кольца, вывода результатов расчетов, а также разработки алгоритма и компьютерной программы.

Результаты работы

В процессе решения задачи автоматизированного проектирования фасонных в сечении профилей колец используются «скелетный» и сопряженный контуры. Исходный «скелетный» контур может содержать не только отрезки прямых, но и дуги окружностей. Координаты «скелетных» точек определяют размеры, которые имеются на чертеже заказчика. Основным отличительным признаком «скелетного» контура сечения кольца от сопряженного является то, что он еще не содержит дуг сопряжений, выполняемых радиусами, которые имеются на указанном выше чертеже.

Сопряженные контуры сечений колец состоят из отрезков прямых линий и дуг окружностей, которые в точках их соединения в большинстве случаев сопрягаются по касательной. Вместе с тем, они могут включать и соединенные под углом отрезки прямых, а также отрезки прямых и дуги окружностей, сопряженные не по касательной. По аналогии с [4] в даль-

Металлургия и материаловедение

нейшем все точки соединения указанных элементов контуров колец будем называть точками сопряжений.

Сопряженный контур определяется на основе решения ряда задач аналитической геометрии, представленных в [4] в виде выражений, зависящих от координат «скелетных» точек. К ним, в частности, относится определение параметров уравнения прямой, проходящей через две точки, а также прямых, проходящих через одну точку параллельно или перпендикулярно заданной прямой. Пользуясь указанными параметрами, а также выражениями для определения координат точек пересечений двух прямых, окружности с прямой или с другой окружностью, решены задачи вычисления координат точек сопряжений контуров фасонных в сечении колец.

В свою очередь координаты точек сопряжений являются базовой информацией, которая необходима для построения контура радиального сечения кольца, а также для расчета площади указанного сечения, радиуса его центра тяжести, объема и массы кольца на основе зависимостей, представленных в [4].

Для каждой отдельно взятой точки сопряжения формулы в аналитическом виде не разрабатывались, так как они были бы очень громоздкими. Кроме того, для различных контуров колец необходимо было бы каждый раз получать новые формулы.

В настоящей работе по аналогии с [4] выбран путь создания ряда алгоритмов и соответствующих им программ, которые позволяют определить указанные параметры и координаты в перечисленных выше задачах. При этом результаты решения одной задачи используются в качестве исходной информации для другой и так до получения результата, то есть определения координат искомой точки сопряжения. При этом для расчета координат различных точек сопряжений, в том числе для колец, имеющих разные конфигурации, используются одни и те же алгоритмы и программы. Это и определяет рациональность и компактность программ, а также, в конечном итоге, их надежность в работе.

Окно программы задания исходной информации о контуре кольца показано на рис. 1. Здесь задается количество скелетных точек, массив координат скелетных точек и соответствующий массив радиусов сопряжений. Отдельно задается внутренний диаметр кольца. При задании точек контура важно соблюдать следующие правила.

Обход контура выполняется против хода часовой стрелки. Начальной точкой может служить любая точка контура.

Каждая точка контура задается тремя параметрами: координатами x , y и параметром r , характеризующим связь текущей точки с последующей.

Если указанные точки связаны прямой, то $r=0$, если дугой, то r равен радиусу окружности, на которой лежит эта дуга.

Знак r устанавливается следующим образом: если при обходе контура против хода часовой стрелки центр воображаемой окружности находится слева от него, r присваивается знак «+», если справа - знак «-». Иначе говоря, радиусы всех дуг, центры которых лежат вне области, которая ограничена данным контуром, должны браться со знаком «-», остальные со знаком «+».

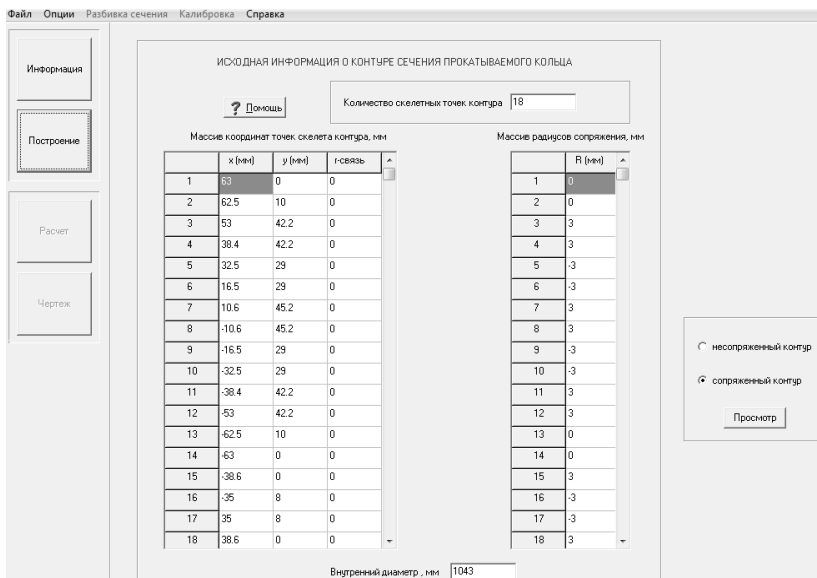


Рис.1. Окно задания исходной информации о контуре кольца

Для визуального контроля правильности задания исходной информации предусмотрены просмотры несопряженного и сопряженного контуров. Это сделано для того, чтобы было легче определить, в случае необходимости, на каком этапе допущена ошибка (рис. 2).

Кнопка «Расчет» открывает доступ к расчетной информации, сопровождающей построение контура сечения кольца (рис. 3). Слева вверху на панели расположена таблица, содержащая информацию о точках сопряженного контура сечения кольца. Таблица, расположенная слева внизу, содержит координаты точек центров дуг контура и значения радиусов этих дуг.

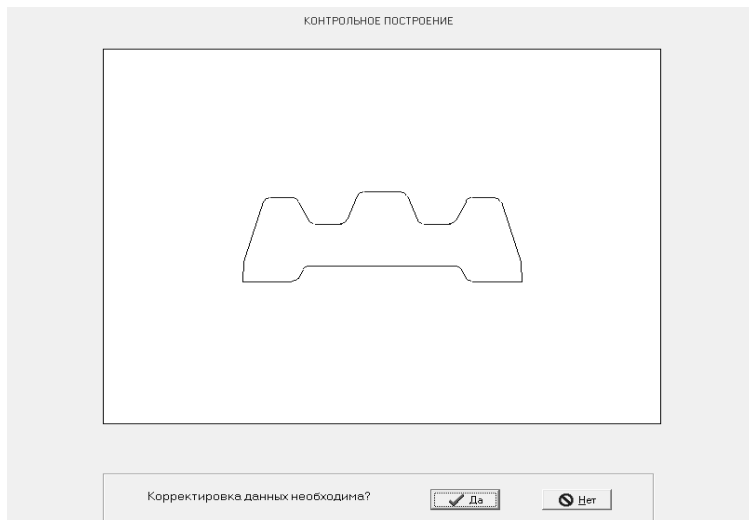


Рис. 2. Окно контрольного построения контура сечения кольца

В правой части панели находится таблица, содержащая основные расчетные параметры кольца (площадь, координаты центра тяжести, объем и внутренний диаметр кольца).

Ниже в отдельную группу выделены два окна. Первое из них предназначено для вывода значения плотности металла, которое использовалось для вычисления массы кольца, а второе для вывода полученного значения массы. Выводимое в окне значение плотности рассчитывается программой в соответствии с заданными плотностью металла в холодном состоянии и коэффициентом его температурного расширения. На этой же панели расположена кнопка для вывода исходной и расчетной информации на принтер.

Кнопка «Чертеж» загружает Autocad, в среде которого разработанная программа выполняет построение чертежа контура сечения кольца без простановки размеров. Можно также получать чертеж с показом точек сопряжения и центров дуг. Нумерация точек контура на чертеже, а также центров дуг соответствует нумерации точек в таблицах панели результатов расчета (рис. 4).

Известно, что в основе разработки калибровок используется принцип выравнивания вытяжек по отдельным элементам профиля.

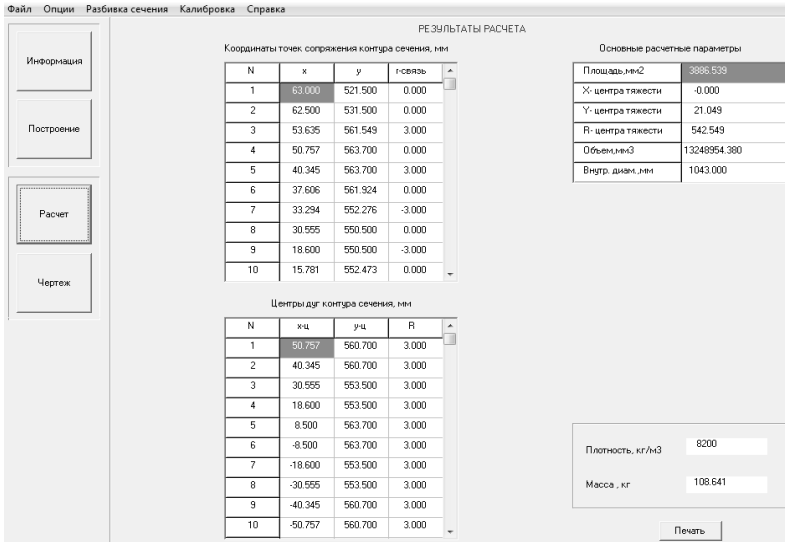


Рис. 3. Окно вывода результатов расчета

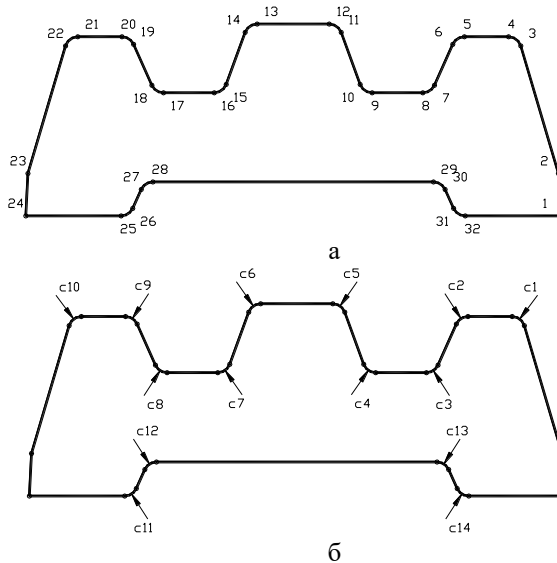


Рис. 4. Чертеж контура сечения кольца с указанием нумерации точек сопряжения - а и центров дуг сопряжения - б

Металлургия и материаловедение

В связи с этим предусмотрена возможность произвольной разбивки (секущей вертикальной линией (рис. 5)) контура сечения кольца на две части. При этом, для каждой части рассчитывается площадь ее сечения и масса (рис. 5).

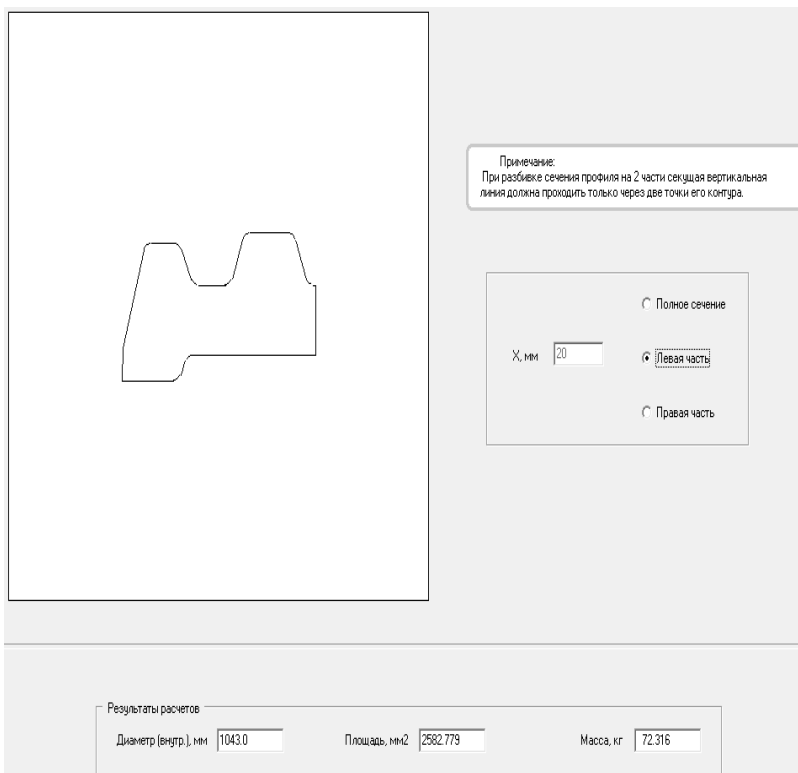


Рис.5. Произвольная разбивка контура сечения кольца на две части (показана левая часть контура сечения)

Вывод

Разработаны метод и специализированная компьютерная программа проектирования контуров фасонных в сечении колец. Предусмотрен расчет основных параметров кольцевых изделий и контуров их сечений, их контрольное построение, а также вычерчивание.

Проектирование чистовых и черновых профилей колец занимает значительную часть в объеме работ калибровщика при разработке технологии

их производства. Автоматизация процесса проектирования позволяет повысить производительность труда калибровщиков и технологов и улучшить качество чертежей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Соломонов К.Н. Автоматизированное проектирование инструмента и технологий объемной штамповки (обзор) // Кузнечно-штамповочное производство. – 2003. – № 8. С. 42–48.
2. Лежнев С., Панин Е. Использование программного комплекса DEFORM 2D/3D в научной работе и учебном процессе // САПР и графика. – 2009.–№ 5.–С. 2 – 3.
3. Биба Н.В., Стебунов С.А. Применение программы QFORM 2D/3D для разработки малоотходной технологии штамповки // Сучасні проблеми металургії. Наукові вісті. Том 5. Пластична деформація металів. – Дніпропетровськ: “Системні технології”, 2002. – С. 221–226.
- 4 Яковченко А.В. Проектирование профилей и калибровок железнодорожных колес: монография / А.В. Яковченко, Н.И. Ивлева, Р.А. Гольшков. – Донецк: ДОННТУ, 2008. – 491 с.
- 5 Снитко С.А. Автоматизированное проектирование колес, калибровок, инструмента деформации и процессов в колесопрокатном производстве: монография / С.А. Снитко, А.В. Яковченко, Н.И. Ивлева. – Донецк: Донецкий национальный технический университет, 2017. - 342с.

Yakovchenko A.V., Snitko S.A., Pilipenko V.V., Ivleva N.I. The method of automated design of profiles of the shape in the section of the rings.

The method and the specialized computer program for designing shaped contours in the section of rings have been developed. Calculation of the main parameters of ring products and contours of sections is provided, as well as their derivation. The user specifies the coordinates of the skeleton points and the radius values of the profile arcs, and the program, which works on the basis of a mathematical model, performs the conjugation of lines with arcs of circles or arcs of circles with each other and projects the profile of the ring product.

Keywords: *profile shapes in the cross-section of rings, automated design, arrays of coordinates of skeleton points and points of conjugation, calculation of the basic parameters of ring products and contours of their sections.*

Яковченко Александр Васильевич – доктор технических наук, профессор Донецкого национального технического университета, г. Донецк. Научные интересы: теория и технология штамповки и прокатки железнодорожных колес, бандажей и колец. Автоматизированное проектирование профилей, калибровок и инструмента деформации.

e-mail: mond1991@mail.ru

Снитко Сергей Александрович – кандидат технических наук, доцент Донецкого национального технического университета, г. Донецк. Научные интересы: Тео-

Металлургия и материаловедение

рия и технология штамповки и прокатки железнодорожных колес, бандажей, колец. Автоматизированное проектирование профилей, калибровок и инструмента деформации. Конечно-элементное моделирование процессов обработки металлов давлением.

e-mail: snitko_sa@mail.ru

Пилипенко Виктор Владиславович – магистрант Донецкого национального технического университета, г. Донецк. Научные интересы: Автоматизированное проектирование профилей, калибровок и инструмента деформации.

e-mail: victorpilipenkodntu@gmail.com

Ивлева Наталья Ивановна – инженер Донецкого национального технического университета, г. Донецк. Научные интересы: Конечно-элементное моделирование процессов обработки металлов давлением.

e-mail: ivl22@mail.ru

Yakovchenko Alexander – D.Sc (Eng), Associate Professor Donetsk National University, Donetsk. Scientific interests: theory and technology of stamping and rolling of railway wheels, tires and rings. Automated design of profiles, calibrations and deformation tools.

e-mail: mond1991@mail.ru

Snitko Sergey A- Ph.D. Assoc. Assoc. Donetsk National University, Donetsk. Scientific interests: theory and technology of stamping and rolling of railway wheels, tires, rings. Automated design of profiles, calibrations and deformation tools. Finite element modeling of metal forming processes.

e-mail: snitko_sa@mail.ru

Pilipenko Viktor - undergraduate Donetsk National University, Donetsk. Scientific interests: Automated design of profiles, calibrations and deformation tools.

e-mail: victorpilipenkodntu@gmail.com

Ivleva Natalia - engineer Donetsk National University, Donetsk. Scientific interests: Development of specialized computer programs in the region of metal forming.

e-mail: ivl22@mail.ru

Статья поступила

15 января 2018 г.

©Яковченко А.В., Снитко С.А. Пилипенко В.В., Ивлева Н.И., 2018

УДК 621.983; 539.374

Тарасов С.П.

**О КРИТЕРИИ ДОПУСТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ДЛЯ ОПЕРАЦИЙ ВЫТЯЖКИ С УТОНЕНИЕМ
МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

Tarasov S.P.

**ABOUT THE CRITERION OF PERMISSIBLE DEFORMATION
FOR THE OPERATIONS OF DRAWING WITH THINNING
OF LOW-CARBON STEELS**

Рассмотрен вопрос установления критерия допустимой деформации для проектирования многооперационных технологических процессов изготовления полых тонкостенных цилиндрических деталей с толстым дном способом вытяжки с утонением в штампах. Приведены результаты экспериментального исследования предельных (до разрушения) деформаций стали 10А методом планирования эксперимента. Предложен новый критерий допустимой деформации за одну операцию вытяжки, основанный на случайном характере физических процессов, имеющих место в пластически деформируемом материале.

Ключевые слова: вытяжка с утонением, критерий, предельная деформация, допустимая деформация, плотность, плановый эксперимент, математическая модель.

Введение

Многооперационные технологические процессы вытяжки с утонением в штампах (далее – вытяжка с утонением) являются на сегодня практически единственным способом получения тонкостенных цилиндрических деталей с толстым дном. Ввиду того, что после каждой вытяжной операции заготовки подвергаются термической, -химико-термической или механической обработке себестоимость конечного изделия является довольно высокой. Уменьшение числа вытяжных (и, как следствие, вспомогательных) операций приводит к сокращению длительности технологического цикла обработки, производственных площадей, числа единиц технологического оборудования и обслуживающего персонала, снижению расхода энергии, ра-

Металлургия и материаловедение

бочего инструмента и технологической оснастки, расходных материалов, что в итоге приводит к повышению производительности труда и снижению себестоимости продукции. Особенно актуальной эта задача является для производств, основанных на роторных технологиях [1], поскольку количеством вытяжных операций определяются габаритные размеры, металло- и энергоемкость, а также надежность роторных машин.

Основополагающей задачей при проектировании технологических процессов с минимально необходимым числом вытяжных операций является разработка достоверного и универсального критерия допустимой деформации за одну вытяжную операцию. Попытки установления такого критерия предпринимались многими исследователями, начиная с Г. Закса и С.И. Губкина и заканчивая И.П. Ренне и В.Л. Колмогоровым. Однако полученные ими критериальные зависимости нельзя признать удовлетворительными по ряду причин.

Если исходить из естественного условия, что величина допустимой деформации $e_{i \text{ доп}}$ не может превышать некоторого предельного значения $e_{i \text{ пр}}$, после которого деформируемый материал разрушается, то в общем виде критерий допустимой деформации определяется следующим неравенством:

$$e_{i \text{ доп}} \leq k e_{i \text{ пр}} \quad , \quad (1)$$

где k – коэффициент, ограничивающий величину деформации по ряду оснований (качество полуфабрикатов, мощность технологического оборудования, стойкость рабочего инструмента и пр.).

В ранее проведенных исследованиях величина предельной деформации определялась параметрами напряженно-деформированного состояния на основании теоретического анализа процесса пластического деформирования, которые в свою очередь выражались через ряд технологических параметров вытяжки. Для этого принимались допущения, упрощающие расчетные зависимости, но искажающие (идеализирующие) реальные процессы, имеющие место в пластически деформируемом материале. Соответственно, полученные критерии, как показала экспериментальная проверка, не отличаются особой достоверностью и универсальностью: при одних условиях деформирования дают заниженные результаты, при других – завышенные. Кроме того, полученные расчетные формулы мало пригодны для практических расчетов ввиду того, что определение некоторых из входящих в них параметров требует дополнительных экспериментальных исследований.

Серьезным недостатком существующих критериев допустимой деформации является невозможность определения максимально допустимой деформации за одну вытяжную операцию, что является необходимым

условием для проектирования технологических процессов с минимальным числом вытяжных операций. Другими словами, ни в одном из исследований не ставилась задача определения научно обоснованного коэффициента k в выражении (1), ограничиваясь его нахождением опытным путем для частных случаев условий деформирования.

Согласно современным представлениям физики твердого тела, разрушение кристаллических тел есть процесс зарождения, роста и накопления микрповреждений (трещины, поры), являющийся следствием пластической деформации и обусловленный движением и взаимодействием дислокаций в пластически деформируемом материале. При достижении некоторого критического объема микрповреждений в некоторой локальной области материала образуется макротрещина, т.е. имеет место разрушение. Как было установлено [2], эффект образования микрповреждений приводит к уменьшению плотности материала в зоне интенсивной пластической деформации (очаге деформации). Следовательно, существует некоторая критическая величина плотности, при которой материал разрушается. Экспериментально доказано [2], что величина изменения плотности пропорциональна величине степени деформации. Таким образом, можно говорить об объективном оценочном параметре (критерии) величины предельной деформации, связанном с физическими процессами, происходящими в пластически деформируемом материале. В.В. Новожилов [2], применяя принцип линейного суммирования микрповреждений, предложил условие разрушения:

$$\int_0^{\lambda_0} F d\lambda = 1, \quad (2)$$

где λ – положительный, монотонно возрастающий параметр, характеризующий протяженность рассматриваемого необратимого процесса деформирования;

λ_0 – критическое значение параметра;

F – некоторая функция физических параметров, характеризующая процесс деформирования.

На основании этого принципа В.Л. Колмогоров [3] разработал метод оценки величины предельной деформации для процессов обработки металлов давлением. Он ввел понятие ресурса пластичности, определяемое в зависимости от степени поврежденности материала деформируемой заготовки микротрещинами. Полное использование ресурса пластичности (ИРП) приводит к разрушению заготовки. В частности, для расчета ИРП при волочении трубы на подвижной оправке (близкий аналог вытяжки с утонением) была предложена формула:

Металлургия и материаловедение

$$\Psi = \int_0^t \frac{H}{\Lambda_p \left(\frac{\sigma}{T} \right)}, \quad (3)$$

где H – суммарная интенсивность малых деформаций за время t ;

Λ_p – максимально возможная деформация до разрушения.

Определение входящих в выражение (3) параметров выполнено с использованием упрощенных теоретических зависимостей. Так, предположено, что деформированное состояние в очаге пластической деформации плоское, а напряжения однородны и зависят только от одной координаты. Величину интенсивности деформации (H) и показатель схемы напряженного состояния $\left(\frac{\sigma}{T} \right)$ определяли через геометрические параметры (диаметр и толщина стенки) начальной и конечной заготовки трубы. Для определения максимальной деформации (Λ_p) В.Л. Колмогоровым [3] разработан метод построения механических диаграмм (диаграмм предельной пластичности), охватывающий диапазон изменения показателя жесткости схемы напряженного состояния, характерной для процесса волочения. Экспериментально полученные для различных материалов диаграммы аппроксимировались выражением

$$\Lambda_p = A + B \frac{\sigma}{T},$$

в котором параметры A и B характеризуют конкретный материал и его состояние.

В результате для частного случая волочения через волоку с углом конусности $\alpha_m = 12^\circ$ и коэффициентом трения на матрице и пуансоне (оправке) $\mu_m = \mu_n = 0,1$ получено выражение для расчета показателя ИРП следующего вида:

$$\Psi = \frac{1}{B} \ln \frac{A + 5B - 6B \sqrt{\frac{d_1}{d_0}} + 2B \frac{S_n}{S_1}}{A + 5B - 6B \sqrt{\frac{d_1}{d_0}}},$$

где d_0, d_1, S_0, S_1 – соответственно диаметр и толщина стенки заготовки и конечного полуфабриката.

Применительно к вытяжке с утонением, когда изменением диаметра можно пренебречь, формула упрощается:

$$\Psi = \frac{1}{B} \left(1 + \frac{2B \ln \frac{S_n}{S_1}}{A - B} \right).$$

Показатель ИРП является относительной величиной и не может превышать единицы. Следовательно, условие деформирования без разрушения имеет вид: $\Psi < 1$.

Экспериментальная проверка полученного критерия показала, что теоретические расчеты дают заниженные результаты – материал заготовок,

протянутых с рассчитанными предельными деформациями (при $\Psi = 1$) сохраняет некоторый (порой значительный) ресурс пластичности.

В последующих исследованиях авторы, используя метод В.Л. Колмогорова, лишь совершенствовали теоретический анализ с целью получения более точных зависимостей для расчета входящих в выражение (3) параметров. В частности, для аппроксимации экспериментальных диаграмм предельной пластичности использовалась предложенная Г.А. Смирновым-Аляевым [4] зависимость:

$$\Lambda_p = \Gamma_0 e^{-\frac{\sigma}{\sigma_0}}$$

где Γ_0 – коэффициент, определяемый по результатам испытаний материала на разрыв при простом растяжении;

σ – коэффициент, характеризующий влияние показателя схемы напряженного состояния на предельную пластичность конкретного материала.

Таким образом, оценка величины предельной деформации из условия использования ресурса пластичности сопряжена с известными трудностями теоретического анализа по определению параметров напряженно-деформированного состояния. Поэтому полученные рядом исследователей расчетные зависимости основаны на определенной идеализации процессов, имеющих место в пластически деформируемом материале. Кроме того, построение диаграмм предельной пластичности выполнено методом механических испытаний материалов на растяжение и кручение, т.е. в условиях линейного напряженного состояния, что, во-первых, не соответствует истинному характеру напряженного состояния деформируемого материала и, во-вторых, не учитывает его эволюцию по объему очага пластической деформации и во времени.

Таким образом, к настоящему времени не предложено удовлетворительного критерия оценки допустимой деформации для расчета операций вытяжки с утонением.

Целью работы является экспериментальное исследование предельных (до разрушения) деформаций для определения параметра e_{imp} в формуле (1).

Результаты исследования

Поскольку процесс зарождения и роста микротрещин при пластической деформации имеет случайный характер, целесообразно исследование предельных деформаций проводить с использованием методов математической статистики.

Если некоторая совокупность экспериментально полученных величин предельной деформации распределена по нормальному закону, то все их

Металлургия и материаловедение

значения (с вероятностью $P=99,7\%$) находятся в интервале, определяемом соотношением:

$$e_{\text{imp}} = \bar{e}_{\text{imp}} \pm 3S = \bar{e}_{\text{imp}} (1 \pm V),$$

где \bar{e}_{imp} – средняя величина всех значений совокупности;
 S, V – параметры нормального распределения данной совокупности.

Тогда формулу допустимой деформации (1) можно представить в виде:

$$e_{\text{доп}} \leq k \bar{e}_{\text{imp}} (1 - 3S) = k \bar{e}_{\text{imp}} (1 - V).$$

Для практического использования этого критерия необходимо решить две задачи – во-первых, найти достоверную зависимость величины предельной деформации (\bar{e}_{imp}) от основных параметров процесса вытяжки с утонением и, во-вторых, научно обоснованно определить значения коэффициента k .

Для решения первой задачи разработана методика многофакторного планируемого эксперимента, которая заключается в протягивании до разрушения заготовок из полосовой стали 10А ГОСТ 1577-93 с последующей статистической обработкой полученных результатов [5]. В результате реализации плана эксперимента получена следующая зависимость величины предельной деформации от технологических параметров вытяжки:

$$\begin{aligned} \bar{e}_{\text{imp}} = & 108,21 - 3,48r_n + 23,76\beta_n - 0,67e_{i0} - 8,41N^2 + \\ & + 0,0026 e_{i0}^2 + 2,98 \left(N \frac{S_0}{D_0} \right) + 2,71(Nr_n) - 0,26(N\alpha_n) + 0,26(Ne_{i0}) - \\ & - 2,82 \left(\frac{S_0}{D_0} \beta_n \right) - 0,018 \left(\frac{S_0}{D_0} e_{i0} \right) + 0,13(\beta_n e_{i0}), \end{aligned} \quad (4)$$

где \bar{e}_{i0} – логарифмическая деформация, %;

r_n – радиус кромки пуансона, мм;

β_n – угол конусности рабочей части пуансона, °;

e_{i0} – степень предварительной (предшествующей) деформации материала заготовки, %;

N – количество вытяжных матриц, шт.;

$\frac{S_0}{D_0}$ – относительная толщина стенки заготовки, %;

α_n – угол конусности матрицы, °.

Выводы

Математическая модель предельной деформации (4), являющаяся по сути уравнением предельной пластичности, получена в реальных условиях

процесса вытяжки с утонением и, следовательно, автоматически учитывает изменение напряженного состояния по объему очага пластической деформации и во времени. Кроме того, данная модель предполагает возможность широкой оптимизации путем варьирования сочетаний технологических параметров в части увеличения предельной и, как следствие, допустимой деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тарасов С.П. О роторных технологиях. В сб.: Сбірник наукових праць Луганського національного аграрного університету / Серія: Технічні науки, №42/54. Луганськ: ЛНАУ, 2004. С.130-132.
2. Новожилов В.В. О пластическом разрыхлении. Прикладная математика и механика. Т.29, 1965. С.681-689.
3. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: УГТИ, 2001. 836 с.
4. Смирнов-Аляев Г.А. Механические основы пластической обработки металлов. Л.: Машиностроение, 1968. 165 с.
5. Тарасов С.П. О результатах экспериментального исследования предельных деформаций при вытяжке с утонением. В сб.: Науковий вісник Луганського національного аграрного університету. Серія: Технічні науки. №3. Луганськ: ЛНАУ, 2009. С.177-182.

Tarasov S.P. About the criterion of permissible deformation for the operations of drawing with thinning of low-carbon steels

The issue of establishing the criterion of permissible deformation for the design of multi-operational technological processes for the manufacture of hollow thin-walled cylindrical parts with a thick bottom by the extraction method with thinning in dies is considered. The results of an experimental study of the limiting (before fracture) deformations of 10A steel by the method of a planned experiment are presented. A new criterion of permissible deformation for one extraction operation is proposed, based on the random nature of the physical processes taking place in the plastically deformed material.

Keywords. *Drawing with thinning, criterion, limiting deformation, permissible deformation, density, planned experiment, mathematical model.*

Тарасов Сергей Петрович – инженер Луганского национального аграрного университета, Луганск. Научные интересы: формоизменение листовых заготовок при пластической деформации.

npash@mail.ru

Tarasov Sergey - engineer Lugansk national agrarian university, Lugansk. Scientific interest: forming of sheet preparations at plastic deformation.

npash@mail.ru

*Статья поступила
12 февраля 2018 г.
© Тарасов С.П. 2018*

УДК 621.78: 621.785

Алимов В.И., Георгиаду М.В.

НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ И АКТИВИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ

Alimov V.I., Georgiadou M.V.

HEREDITY IN METAL SYSTEMS AND ACTIVATION OF PROCESSES OF CHEMICAL-THERMAL WARES

Выполнен анализ влияния приоритетных стадий в гетерогенных процессах химико-термической и термической обработки стальных изделий и проката. Предложена многомерная концептуальная модель проявлений наследственности в полиморфных деформируемых сплавах; для нахождения решений использован вепольный анализ. Использование вепольей позволяет устанавливать связь показателей наследственности в металлах и сплавах и прогнозировать приемы управления ею. Приоритетными стадиями любого процесса химико-термической обработки являются стадии, связанные с образованием активных атомов насыщающих элементов, адсорбцией активных атомов металлической поверхностью, диффузией активных атомов насыщающих элементов в направлении уменьшения градиента диффузионного потока. Разработаны классификационные схемы способов активизации процессов химико-термической обработки на приоритетных стадиях.

Ключевые слова: наследственность, химико-термическая обработка, веполь, приоритетные стадии, активные атомы насыщающих элементов, адсорбция, диффузия.

Введение

В многостадийных технологических процессах производства металлических изделий, включающих тепловую обработку (собственно термическую, химико-термическую, термомеханическую), каждая последующая стадия базируется в той или иной мере на предыдущей и эта преемственность и степень ее сохранения вполне обоснованно практикуется как наследственность. Значимым научным стартом в теории и практике наследственности можно считать фундаментальные работы В.Д. Садовского и учеников его школы, изложенные в монографии [1], хотя о такой пре-

емственности в сплавах имеется информация в значительно более ранних работах С. И. Бадаева, А. П. Аносова, Д. К. Чернова.

В 90-х годах прошлого столетия А.А. Барановым и В.И. Алимовым [2 – 5] впервые были сформулированы основные принципы наследственности в металлах и сплавах. Накопление аналитического и экспериментального материала позволило к настоящему времени классифицировать наследственность в металлах и сплавах на разновидности, отображающие ее сущность, передаваемые признаки, характер проявления и т.д. (рис. 1); эта классификация защищена как объект интеллектуальной собственности свидетельством Украины № 57114 [6].

Целью работы является разработка принципиальных путей активизации процессов химико-термической обработки металлических изделий на основе принципов вепольного анализа и проявлений наследственности в металлических системах.

Методика исследования

Анализ и систематизацию проявлений наследственности в металлах и сплавах производили на основе ТРИЗ (теория решения изобретательских задач), фундаментом которой является вепольный анализ, позволяющий решать многочисленные типовые задачи с включением элементов АРИЗ (алгоритм решения изобретательских задач), позволяющим решать нестандартные задачи.

В основу положены аналитические и экспериментальные материалы [2 - 20], полученные с использованием аналитических и экспериментальных методик, включающих металлографический метод изучения структуры, методы изучения физико-механических и коррозионных свойств.

На основании разработанной классификации разновидностей наследственности в металлах и сплавах, предложены несколько схем наследственности для общих и частных случаев, позволяющие установить причинно-следственные связи при формировании структуры после проведения ряда технологических операций.

Результаты исследования

Наноструктурная, субструктурная, микроструктурная и фазовая наследственность передается от исходной структуры и проявляется на соответствующих структурных уровнях после проведения одного или ряда режимов термической обработки (например, восстановление размера аустенитного зерна в кристаллографически упорядоченных структурах – В.Д. Садовский) [1, 2, 4, 7, 8].



Рис. 1. Классификация разновидностей наследственности в металлах и сплавах (свидетельство № 57114)

Размерная наследственность – восстановление исходных размеров образцов (изделий) после проведения циклов термической обработки [9 – 13].

Наследственность по отношению к средам – проявляется в приповерхностных слоях металлов и сплавов при взаимодействии с внешней коррозионноактивной средой [5, 13 - 18].

Технологическая наследственность – восстановление отдельных технологических (способность к литью, горячей деформации ковкой, размерной обработке и др.) и механических (прочностных, пластических и др.) свойств или их комплекса после проведения режимов термической обработки изделий [10, 12, 14, 18 – 23].

Поведенческая наследственность – проявление совокупности рассмотренных выше разновидностей наследственности, например, структурной и технологической одновременно [2, 10, 11, 12, 18, 19, 22].

На основе этой классификации разработано несколько схем наследственности (рис. 2 – 4).

Модель 1 относится к общему случаю наследственности в полиморфных сплавах при переходе через критические точки. Объект «А0» с характеристиками ($X_{01}, X_{02} \dots X_{0n}$) – состояние сплава при комнатной температуре. Объект «А» с характеристиками ($X_1, X_2 \dots X_n$) – состояние сплава при нагреве ниже критической точки. Объект «В» с характеристиками ($X'_1, X'_2 \dots X'_n$) – состояние сплава после прямого перехода через критическую точку. Объект «С» с характеристиками ($X''_1, X''_2 \dots X''_n$) – состояние сплава после прямого и обратного перехода через критическую точку; при этом происходят прямые и обратные полиморфные превращения.

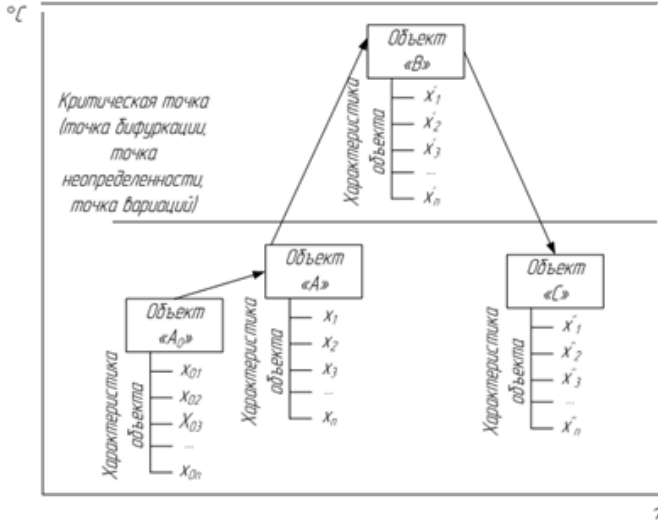


Рис. 2. Модель I. Многомерная концептуальная модель проявления наследственности в полиморфных сплавах

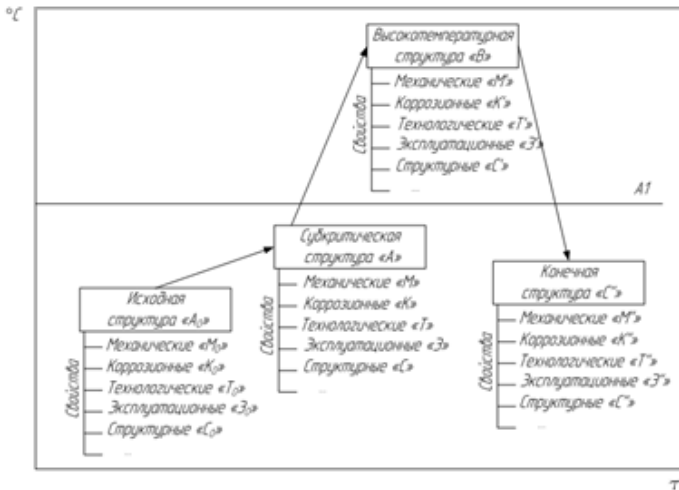
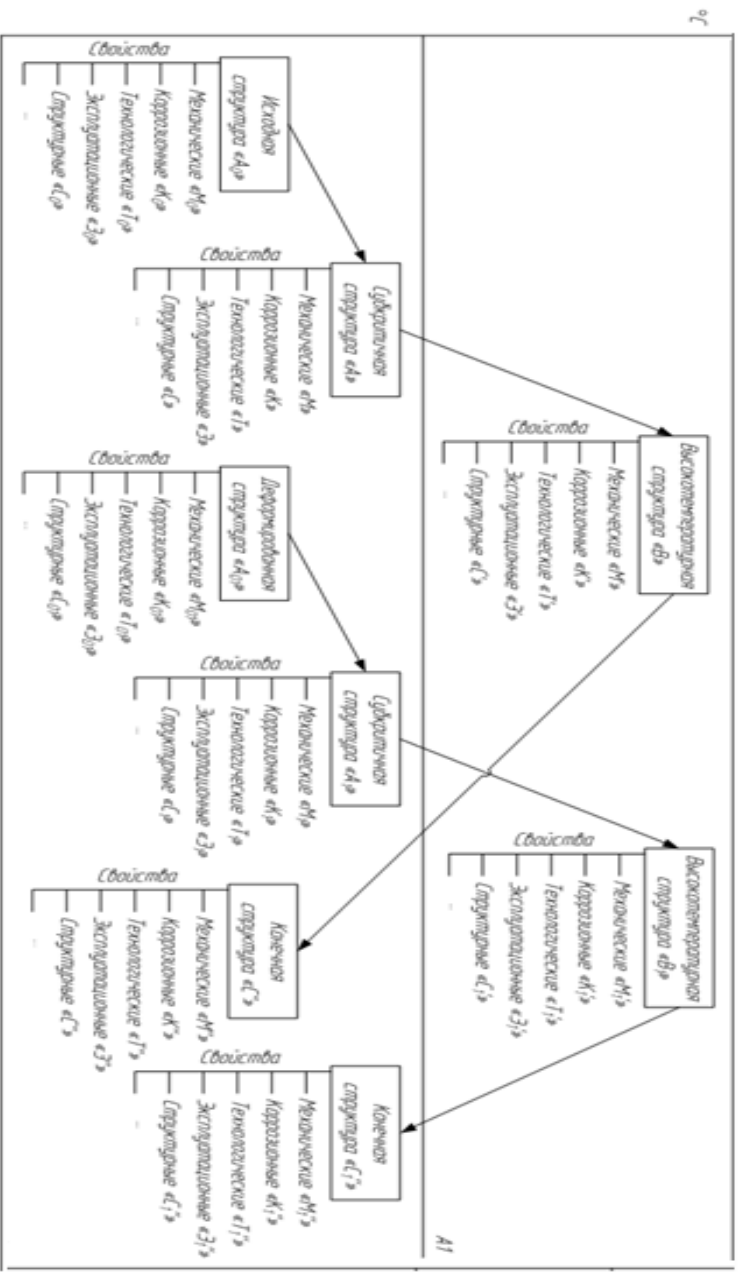


Рис.3. Модель II. Многомерная концептуальная модель проявления наследственности в деформированной стали



Мета

Рис. 4. Модель III. Многомерная концептуальная модель проявления наследственности в полиморфных деформированных сплавах

В описанной ситуации в сплаве могут проявляться наследственные признаки при каждом полиморфном превращении, а могут выявляться только в последующем поколении обработки или через одно или несколько поколений; в случае выхода за граничные условия наследственность может не проявиться.

Модель 2 адаптирует модель 1 для условий деформированной стали эвтектоидного состава с одной критической точкой.

Модель 3 – относится к сравнению проявлений наследственности в деформированном и недеформированном состоянии стали эвтектоидного состава.

На основании этих моделей с помощью арсенала средств, прежде всего вепольного анализа и математической статистики, могут быть установлены причинно-следственные наследственные связи. Пример исходного веполя на основании модели 1 в общем виде приведен на рис. 5.

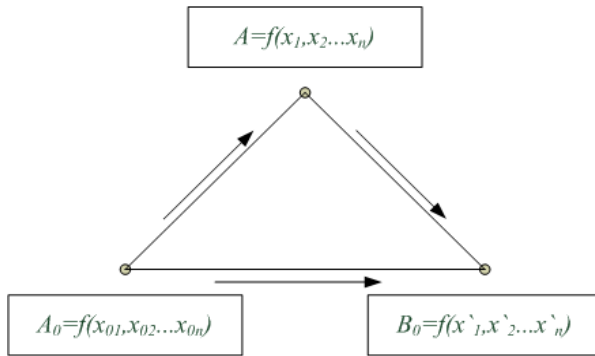


Рис. 5. Пример веполя в общем виде на основании модели 1 (обозначения в тексте; → - направление действия)

Стадия I – происходит в насыщающей среде с образованием активных атомов, способных перемещаться к адсорбирующей металлической поверхности.

Стадия II – происходит адсорбция активных атомов насыщающих элементов металлической поверхностью; формализованной понятие поверхности в действительности трансформируется в фактическую, идеальную, реальную, термодинамически стабильную и неустойчивую поверхность и т.д.

Стадия III – происходит диффузия адсорбированных активных атомов насыщающих элементов с образованием твердых растворов и соединений.

Металлургия и материаловедение

Таким образом, активизация процессов химико-термической и термической обработки стальных изделий и проката сводится к оптимизации параметров приоритетных стадий гетерогенных процессов, наследственно связанных между собой.

Функции в вершинах веполя являются основными составляющими вепольной системы – «вещество», «поле», «среда».

Используя различные веполи [24] можно не только установить связи показателей наследственности в металлах и сплавах, но и прогнозировать приемы управления ею.

Любой процесс химико-термической обработки (относится к более общему виду обработки – термической – ред.) является гетерогенным многостадийным, но может быть сведен к трем приоритетным стадиям; схема этого процесса приведена на рис. 6.

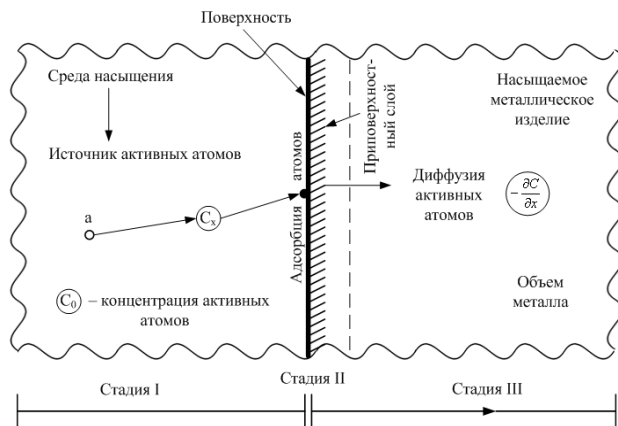


Рис. 6. Принципиальная схема взаимодействия приоритетных стадий процесса химико-термической обработки

На основе изложенного разработаны способы активизации приоритетных стадий процессов химико-термической и термической обработки.

Анализ многочисленных источников информации [4 - 19] позволяет констатировать факты о том, что для активизации приоритетных стадий процессов химико-термической и термической обработки имеются такие пути и средства:

- воздействие на активизацию рабочих насыщающих сред как источников активных атомов;

- активизация адсорбирующей поверхности металлических изделий при гетерогенном взаимодействии в системе «среда - металл»;
- деформационно-термическое и комплексное воздействие на структурные характеристики, определяющие диффузионную подвижность насыщающих элементов.

Применяемые и возможные способы активизации системно представлены на рисунках 7 – 9.



Рис. 7. Принципиальные пути воздействия на активизацию насыщающих сред



Рис. 8. Принципиальные пути воздействия на активизацию адсорбирующей способности металлической поверхности



Рис. 9. Принципиальные пути воздействия на структурные характеристики, определяющие диффузионную подвижность насыщающих элементов

Выводы

1. Научные и технологические основы активизации процессов химико-термической и термической обработки стальных изделий и проката базируются на наследственности в металлах и сплавах, классификация которой создана нами и защищена как объект интеллектуальной собственности свидетельством Украины № 57114 (2014 г.).

2. Предложена многомерная концептуальная модель проявлений наследственности в полиморфных деформируемых сплавах; для нахождения решений в подобных моделях может быть использован вепольный анализ. Использование арсенала веполей позволяет устанавливать связь показателей наследственности в металлах и сплавах и прогнозировать приемы управления ею.

3. Приоритетными стадиями любого процесса химико-термической обработки являются стадии, связанные с образованием активных атомов насыщающих элементов (стадия I), адсорбцией активных атомов металлической поверхностью (стадия II), диффузией активных атомов насыщающих элементов в направлении уменьшения градиента диффузионного потока (стадия III).

4. Разработаны классификационные схемы способов активизации процессов химико-термической обработки на приоритетных стадиях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. Сер. Успехи современного металлостроения. М.: Металлургия, 1973. 208 с.
2. Алимов В. И. Разработка ресурсосберегающих технологий совмещенной деформационно-термической обработки для упрочнения стальных изделий с использованием проявлений наследственности и различных способов формообразования: диссертация на соискание ученой степени докт. техн. наук; спец. 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов»: Донецкий нац. техн. ун-т. Донецк, 1992. 493 с.
3. Алимов В.И., Баранов А.А. Явление наследственности в металлах // Сб. «Термомеханическая обработка металлических материалов». М.: 1992. С. 7.
4. Баранов А.А., Алимов В.И. Наследственность, структура и свойства проката и поковок при термомеханическом воздействии // Материалы докладов конференции «К 90-летию со дня рождения академика К.Ф. Старобубова». – Днепропетровск, 1994. С. 12 – 14.
5. Alimov V.I., Egorov N.T., Fadeyi O.A. Genetic Materials Scientific and Practical Aspects // Nucleus, Journal of the NSU CTSB., 1996. P. 16 – 17.

Металлургия и материаловедение

6. Алімов В. І. Класифікація різновидів спадковості в металах і сплавах / В. І. Алімов, О. В. Пушкіна // Свідомство України про реєстрацію авторського права № 57114 від 17.11.2014; заявка від 20.07.2014 № 57035.

7. Дьяченко С.С., Золотко В.А., Горелкова Л.Е., Милославская Е.Л. Упрочняющая термическая обработка изделий с использованием эффекта наследственности. // Производство и свойства термически обработанного проката. М.: Metallurgiya, 1988. С. 20 – 25.

8. Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Структурная и субструктурная наследственность при термомеханической обработке сталей // Металловедение стали и титановых сплавов. Пермск. политехнич. ин-т., 1980. С. 9 – 16.

9. Чеховой Л.Н., Куманин В.И. Физические основы и практическое использование эффекта восстановительной обработки стали // Современное оборудование и технология термической и химико-термической обработки металлических материалов. М.: МДНТП, 1989. С. 56 – 60.

10. Баранов А. А. Фазовые превращения и термо-циклирование металлов. К.: Наукова думка. 1974. 232 с.

11. Алимов В.И., Лобкова Ю.В., Георгиаду М.В. Трансформация размерного состава карбидов при вторичном переделе быстрорежущего инструмента // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2011. №12(177). С. 308-315.

12. Георгиаду, М.В. Відновлення високоточних металовиробів додатковими нагріваними // Технологический аудит и резервы производства. 2012. №3/2(5). С. 13-14.

13. Георгиаду М.В., Ткач А.В. Закономерности теплового окисления при вторичном переделе быстрорежущего инструмента // Сб. трудов XII Международной научно-технической уральской школы-семинара молодых ученых-металловедов, Екатеринбург. 2011. С. 312-314.

14. Алимов В. И., Баранов Д. А. Создание и использование анизотропии коррозионной устойчивости в высокоуглеродистых сплавах // Восточно-европейский журнал передовых технологий. 2010. № 4/1 (46). С. 62 – 70.

15. Алимов В.И., Пушкіна О.В., Дзюба Т.В. Влияние типа водной среды на наследственную склонность к коррозии деформированной высокопрочной проволоки. // Наукові праці ДонНТУ. Серія: Хімія і хімічна технологія. 2014. Вип. 1 (22). С. 190-196.

16. Алимов В.И., Пушкіна О.В. Наследственная склонность к газовой коррозии при термообработке заготовки для проволоки высокой прочности. // Научный вестник ДГМА. 2013. № 2 (12Е). С. 5 – 11.

17. Калмыков В.В., Ляховецкая Л.Л. Наследственное влияние пластической деформации на коррозионную стойкость арматурной стали // Защита металлов. 1988. № 2. С. 275 – 277.

18. Старчак В.Г., Руденко П.А., Лысенко Н.М., Долодаренко А.Г. О влиянии технологической наследственности на поведение стали в наводораживающих и

коррозионнонаводороживающих средах. // Методы исследования газов в металлах и неорганических материалах. Л.: 1979. С. 174.

19. Алимов В.И., Егоров Н.Т. Наследственность и аустенитизация низколегированных сталей. // Металл и литье Украины. 2001. № 3 – 4. С. 32 – 35.

20. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тянунов Г.В. Жидкая грязь. М.: Metallurgy, 1984. 208 с.

21. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах. Москва: Машиностроение, 2005. 474 с.

22. Грабовой В.М., Дьяченко С.С., Волков Г.В. Метод управления структурой промышленных сплавов // Металл и литье Украины. 1995. № 11 – 12. С. 41 – 45.

23. Алимов В.И., Пушкина О.В., Жук А.Н. Наследственное влияние холодной деформации волочением на кинетические особенности аустенитизации эвтектидной стали для проволоки высокой прочности. // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні. Східноукраїнський національний університет імені Володимира Даля. 2014. Вип. 1. С. 165 – 172.

24. Альтшуллер Г.С. Введение в теорию решения изобретательских задач. Новосибирск: Наука, 1986. 209 с.

Alimov V.I., Georgiadov M.V. Heredity in metal systems and activation of processes of chemical-thermal wares.

The analysis of the influence of priority stages in heterogeneous processes of the chemical-thermal and thermal processing of steel products and rolled products is carried out. A multidimensional conceptual model of heredity manifestations in polymorphous deformable alloys is proposed. To find solutions, we used the vernal analysis. The use of vepoles makes it possible to establish a connection between heredity indicators in metals and alloys and to predict methods of controlling it. The priority stages of any process of chemical heat treatment are the steps associated with the formation of active atoms of saturating elements, the adsorption of active atoms by a metallic surface, the diffusion of active atoms of saturating elements in the direction of decreasing the gradient of the diffusion flux. Classification schemes of methods for activating the processes of chemical-thermal treatment at priority stages have been developed.

Keywords: *heredity, chemical-thermal treatment, vepole, priority stages, active atoms of saturating elements, adsorption, diffusion.*

Алимов Валерий Иванович – доктор технических наук, профессор Донецкого национального технического университета, г. Донецк. Научные интересы: разработка ресурсосберегающих технологий и оборудования для упрочняющей деформационно-термической обработки металлических изделий с использованием металлогенетической наследственности и различных способов формоизменения; разработка новых технологий и оборудования для упрочняющих обработок металлопроката, инструмента и деталей; локальное упрочнение высококонцентрированными источниками энергии.

e-mail: alim41@mail.ru

Металлургия и материаловедение

Георгиаду Мария Викторовна – кандидат технических наук Донецкого национального технического университета, г. Донецк. Научные интересы: восстановление быстрорежущего инструмента и деталей повышенной точности термическим воздействием.

e-mail: geote@mail.ru

Alimov Valery - D.Sc (Eng), Associate Professor, Donetsk national technical university, Donetsk. Scientific interests: development of resource-saving technologies and the equipment for the strengthening deformation heat treatment of metal products with use of metalgenetic heredity and various ways of forming; development of new technologies and the equipment for the strengthening processings of metal rolling, the tool and details; local hardening by the high-concentrated power sources.

e-mail: alim41@mail.ru

Georgiadu Maria - Candidate of Technical Sciences Donetsk national technical university, Donetsk. Scientific interests: restoration of the fast-cutting tool and details of the increased accuracy thermal influence.

e-mail: geote@mail.ru

*Статья поступила
2 февраля 2018 г.*

© Алимов В.И., Георгиаду М.В., 2018

УДК 621.762

Рябичева Л.А.

**ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ ДЕФОРМАЦИИ И
СТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ
ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА**

Ryabicheva L.A.

**INTERRELATION OF PARAMETERS OF DEFORMATION AND
STRUCTURE AT PLASTIC DEFORMATION POWDER
MATERIAL**

Разработана математическая модель для анализа процессов упрочнения при пластическом деформировании порошковых материалов. Показано, что упрочнение порошкового материала описывается теми же механизмами, что и литого. К ним относятся твердорастворное, внутризеренное и межзеренное упрочнения. По результатам деформирования порошкового материала рекомендуется получать коэффициенты твердорастворного, внутризеренного и межзеренного упрочнения, которые характеризуют скорость процессов в зависимости от температуры, степени и скорости деформации.

Ключевые слова. Порошковый материал, деформирование, упрочнение, разупрочнение, коэффициенты твердорастворного, внутризеренного и межзеренного упрочнения.

Введение

Технология изготовления изделий из порошковых материалов неразрывно связана с процессами упрочнения и разупрочнения. Наиболее изученными являются статические процессы разупрочнения порошковых материалов. Они имеют место при спекании металлических порошков [1, 2]. Исследование процессов разупрочнения порошковых материалов даст возможность правильно выбрать параметры технологического процесса изготовления порошковых изделий и получать их с заданными свойствами.

Развитие процессов статической рекристаллизации в порошковых материалах, подобно компактным, определяется степенью предварительной деформации и температурой отжига. Характер изменения структуры при

Металлургия и материаловедение

нагреве различен и зависит от степени предшествующей деформации. При небольших степенях деформации новые зерна образуются в виде цепочек по границам крупных зерен, с увеличением степени деформации зерна рекристаллизации располагаются сплошными полями. Появление в структуре рекристаллизованных зерен в виде цепочек и полей свидетельствует о неравномерном распределении деформации в объеме образца.

Особенности деформированного состояния частиц в порошковом образце изучены путем проведения рентгеноструктурного анализа [3, 4]. Результаты указывают на то, что наибольшей деформации подвергаются межчастичные контакты, в которых при температуре начала рекристаллизации происходит образование центров рекристаллизации.

При термомеханической обработке порошковых сталей упрочнение происходит, с одной стороны, за счет уменьшения пористости в процессе холодной или горячей обработки давлением пористых спеченных заготовок, с другой, подобно компактным сталям, за счет наклепа, результатом которого является образование повышенного количества дефектов, способствующих образованию мелкозернистой структуры [5].

Общим для порошковых материалов после холодной и горячей деформации, кроме механизма роста зародышей, является места их возникновения. Зародыши рекристаллизации появляются преимущественно на межчастичных границах, которые представляют собой места наибольших напряжений, и образуются в пределах обогащенной примесями диффузионной зоны. Сопоставление процессов перестройки при рекристаллизации после холодной и горячей деформации показало, что интенсивность их развития в значительной степени определяется соотношением температур начала растворения примесей на межчастичных границах, начала роста внутричастичного зерна и зародышей, образовавшихся при деформации, а также общего роста зерен [6].

Закономерности влияния параметров пластической деформации пористых тел при повышенных температурах на процесс деформирования исследованы недостаточно. В основном изучено изменение пористости при пластической деформации. Практически не затрагиваются вопросы влияния температурно-скоростных условий деформации на развитие процессов разупрочнения в пористых телах. Остаются до конца не изученными зависимости характеристик разупрочнения твердой фазы пористого материала от температуры, скорости и степени деформации. Особый интерес представляет исследование малых скоростей деформации и их влияние на механизмы разупрочнения.

Целью работы является разработка математической модели для анализа процессов упрочнения при пластическом деформировании порошковых материалов.

Постановка задачи

В настоящее время наиболее полно зависимость напряжения течения от структуры, в частности, от размера зерна выражается законом Холла-Петча [2]:

$$\sigma_z = \sigma_T + \Omega \left(D_{cp} \right)^{-\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

где σ_z - напряжение течения деформируемого материала в данных условиях деформации;

σ_m - предел текучести деформируемого материала;

Ω - коэффициент упрочнения;

D_{cp} - средний диаметр зерна.

Этот закон используется при анализе структуры материала, который подвергнут обработке при различных температурах, степенях и скоростях деформации [7]. При сжатии порошкового пористого тела, несмотря на развивающиеся динамические процессы разупрочнения, с ростом степени деформации происходит упрочнение твердой фазы [8]. Причем упрочнение твердой фазы осуществляется за счет трех механизмов – внутризеренного, твердорастворного и зернограничного [9]. При этом приращение напряжения течения для сплава, содержащего твердый раствор легирующего элемента, можно представить выражением, которое учитывает вклад каждого из этих механизмов в изменение величины напряжения течения:

$$\Delta\sigma_z = \sigma_{вз} + \sigma_{тп} + \sigma_{зг}, \quad (2)$$

где $\sigma_{вз}$ - внутризеренное упрочнение;

$\sigma_{тп}$ - твердорастворное упрочнение;

$\sigma_{зг}$ - зернограничное упрочнение.

Зависимость напряжения течения σ_z является функцией истинной деформации ε_z и средней величины зерна D_{cp} , которую для сплавов

Металлургия и материаловедение

медь-титан, содержащих до 5,4%Ti, при температуре деформации до 900°C можно представить в виде [10,11]:

$$\sigma_z = \sigma_0 + A\varepsilon_z^{\frac{3}{2}} + B\varepsilon_z^2 D_{cp}^{-\frac{1}{2}} + \Omega D_{cp}^{-\frac{1}{2}}, \quad (3)$$

где A , B , Ω - коэффициенты твердорастворного, внутризеренного и межзеренного упрочнения, соответственно.

Коэффициенты A , B и Ω являются константами [11], что позволяет только в среднем отразить влияние технологических факторов на напряжение течения в процессе деформирования и ограничивает применение (3).

При деформировании порошкового пористого материала средний диаметр зерна твердой фазы является функцией температуры и степени деформации и зависит от скорости деформации, содержания легирующего элемента и параметров структуры: исходной величины зерна и пористости. Эту взаимосвязь параметров деформирования и структуры можно представить в виде функции многих переменных [10, 11]:

$$D_{cp} = F(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i, D_{12}, D_{21}, \tau, D_{cp}^0, R_{cp}^0, c_2, \theta, \omega), \quad (4)$$

где t - температура деформации;

D_{12} - коэффициент диффузии металлической основы в легирующий элемент;

D_{21} - коэффициент диффузии легирующего элемента в металлическую основу;

$\tau = \tau_{\text{синт}} + \tau_{\text{деф}}$ - суммарное время протекания процесса диффузии;

$\tau_{\text{синт}}$ - время спекания;

$\tau_{\text{деф}}$ - время деформации;

D_{cp}^0 - исходная величина зерна металлической основы;

R_{cp}^0 - исходный размер частиц легирующего элемента;

c_2 - содержание легирующего элемента.

При деформации порошковых материалов упрочнение зависит от накопленной деформации твердой фазы \mathcal{O} , в которой влияние пористости учитывается функциями пористости.

$$\frac{d\omega}{d\varepsilon_z} = \frac{1}{\sqrt{1-\theta}} \sqrt{\frac{2}{3} \frac{1}{r^2} \varphi + \psi(1-2\nu)\text{sign}(e_z)}. \quad (5)$$

После подстановки ω и преобразований выражение (4) имеет следующий вид:

$$\sigma_z = \sigma_{0,2} + A\omega^{\frac{3}{2}} + \left(B\omega^{\frac{1}{2}} + \Omega \right) D_{cp}^{-\frac{1}{2}}. \quad (6)$$

Последующее решение задачи сводится к оценке вклада каждого из механизмов упрочнения в изменение напряжения течения порошкового материала, для чего необходимо определить коэффициенты A , B , Ω , описывающиеся линейными, степенными и другими функциями [10].

После преобразований (6) получим зависимость средней величины зерна D_{cp} после деформирования от параметров деформирования и пористости:

$$D_{cp} \left(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i, D_{12}, D_{21}, \tau, D_{cp}^0, R_{cp}^0, c_2, \theta, \omega \right) = \left[\frac{B\omega^{\frac{1}{2}} + \Omega}{\sigma_z - \sigma_{0,2} - A\omega^{\frac{3}{2}}} \right]^2, \quad (7)$$

где $\sigma_{0,2}$ - условный предел текучести.

Связь между напряжением течения σ_z и накопленной деформацией твердой фазы ω описывается уравнением [11]:

$$\sigma_z = \sigma_0 + \sigma_1 \omega^m, \quad (8)$$

где

$$\sigma_0 = \sqrt{\frac{3}{2}} \sigma_{0,2}, \quad \sigma_1 = \sqrt{\frac{3}{2}} K \left(\sqrt{\frac{3}{2}} \right)^m,$$

K и m - коэффициент и показатель деформационного упрочнения твердой фазы, соответственно.

Для получения зависимостей коэффициентов Ω , A и B от условий деформирования представим их функциями нескольких переменных:

$$\Omega = F(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i, D_{cp}^0), \quad (9)$$

$$A = F(t, c_2, D_{cp}^0, R_{cp}^0, D_{12}, D_{21}, \theta, \tau), \quad (10)$$

$$B = F(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i). \quad (11)$$

Динамические процессы разупрочнения твердой фазы оказывают влияние на изменение упрочнения с ростом степени деформации. На основе изменения механизмов динамического разупрочнения при различных степенях деформации введем граничные условия [12]:

$$\begin{cases} 0 \leq \varepsilon_z \leq \varepsilon_{кр1}, \\ \varepsilon_{кр1} < \varepsilon_z \leq \varepsilon_{кр2}, \\ \varepsilon_{кр2} < \varepsilon_z \leq \varepsilon_p, \end{cases} \quad (12)$$

где $\varepsilon_{кр1}$ - критическая степень деформации, соответствующая разупрочнению за счет динамического возврата;

$\varepsilon_{кр2}$ - критическая степень деформации, соответствующая изменению механизма разупрочнения от динамического возврата к полигонизации;

ε_p - критическая степень деформации, соответствующая разупрочнению за счет динамической рекристаллизации.

Для каждого интервала степеней деформаций, соответствующих граничным условиям, возникает необходимость в определении отдельного набора коэффициентов A_i , B_i , Ω , которое выполним на примере двухкомпонентной системы медь-титан при известных степенях и скоростях деформации.

Решение задачи

Для определения коэффициента зернограничного упрочнения рассмотрим зависимость величины зерна от температурно-скоростных условий деформации. При деформировании порошкового пористого материала величина зерна зависит от трех показателей деформирования t , ε_z и $\dot{\varepsilon}_i$ – $D(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i)$. Используя метод неопределенных коэффициентов, функцию $D(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i)$ представим произведением линейных комбинаций функций $\Omega_1(t)$, $\Omega_2(\varepsilon_z)$ и $\Omega_3(\dot{\varepsilon}_i)$:

$$D(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i) = \Omega_1(t) \cdot \Omega_2(\varepsilon_z) \cdot \Omega_3(\dot{\varepsilon}_i), \quad (13)$$

где $\Omega_1(t) = A_1 \exp\left(\frac{B_1}{t}\right)$, $\Omega_2(\varepsilon_z) = A_2 \exp(B_2 \varepsilon_z)$, $\Omega_3(\dot{\varepsilon}_i) = A_3 \exp(B_3 \dot{\varepsilon}_i)$,

Значения коэффициентов аппроксимации $A_1, B_1, A_2, B_2, A_3, B_3$ для температурно-скоростных условий деформаций можно получить аппроксимацией экспериментальных данных. Изменение величин коэффициентов позволяет учитывать вклад каждого из механизмов упрочнения и разупрочнения в изменение напряжения течения, а знак коэффициента в показателе степени служит для определения преобладающего процесса в данных условиях деформирования. Если коэффициент в показателе степени больше нуля, то преобладает упрочнение, а если меньше нуля, то разупрочнение. Такой подход позволяет использовать выражение (13) в интервале повышенных температур, когда процессы разупрочнения являются преобладающими.

Зависимость исходной величины зерна D_{cp}^0 от коэффициента Ω выразим функцией вида:

$$\Omega \left(D_{cp}^0 \right) = A_4 \left(D_{cp}^0 \right)^{B_4}, \quad (14)$$

где A_4, B_4 - коэффициенты аппроксимации.

Подстановка выражений (13) и (14) в (9) приводит к зависимости коэффициента межзеренного упрочнения от параметров деформирования:

$$\Omega(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i, D_{cp}^0) = A_1 \exp\left(\frac{B_1}{t}\right) \cdot A_2 \exp(B_2 \varepsilon_z) \cdot A_3 \exp(B_3 \dot{\varepsilon}_i) \cdot A_4 \left(D_{cp}^0 \right)^{B_4} \quad (15)$$

Для определения коэффициента твердорастворного упрочнения A зависимость (9) представим произведением линейных комбинаций:

$$A(t, c_2, D_{cp}^0, R_{cp}^0, D_{12}, D_{21}, \theta, \tau) = a_1(t) \cdot a_2(c_2) \cdot a_3(D_{12}, D_{cp}^0, \tau) \cdot a_4(D_{21}, R_{cp}^0, \tau) \cdot a_5(\theta) \quad (16)$$

Зависимость коэффициента A от температуры деформации представим функцией вида:

Металлургия и материаловедение

$$a_1(t) = C_1 \exp(D_1 t), \quad (17)$$

где C_1 , D_1 - коэффициенты аппроксимации.

Зависимость коэффициента A от концентрации легирующего элемента выразим функцией вида:

$$a_2(c_2) = C_2 \exp(D_2 c_2), \quad (18)$$

где C_2 , D_2 - коэффициенты аппроксимации.

Влияние диффузии на упрочнение исследуемого материала учитывается функциями вида: $a_3(D_{12}, R_{cp}^0, \tau)$ и $a_4(D_{21}, R_{cp}^0, \tau)$:

$$\begin{aligned} a_3(D_{12}, D_{cp}^0, \tau) &= C_3 \frac{C_{01}}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{D_{cp}^0}{2\sqrt{4D_{12}\tau}} \right) \right], \\ a_4(D_{21}, R_{cp}^0, \tau) &= D_3 \frac{C_{02}}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{R_{cp}^0}{2\sqrt{4D_{21}\tau}} \right) \right], \end{aligned} \quad (19)$$

где C_3 , D_3 - коэффициенты аппроксимации.

Экспериментальные зависимости $R_{Ti}(\varepsilon_z)$ описывают уменьшение размера частиц титана с ростом степени деформации. Аппроксимация $R_{Ti}(\varepsilon_z)$ функцией вида (18) приводит к выражению:

$$R_{Ti}(\varepsilon_z) = R_{cp}^0(\varepsilon_z) = C_4(\varepsilon_z)^{D_4}. \quad (20)$$

При подстановке (19) в (18) уравнения (20) имеют вид:

$$\begin{aligned} a_3(D_{12}, D_{cp}^0, \tau) &= C_3 \frac{C_{01}}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{D_{cp}^0}{2\sqrt{4D_{12}\tau}} \right) \right], \\ a_4(D_{21}, R_{cp}^0, \tau) &= D_3 \frac{C_{02}}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{C_4(\varepsilon_z)^{D_4}}{2\sqrt{4D_{21}\tau}} \right) \right], \end{aligned} \quad (21)$$

где $C_{01} = C_{02} = 0,5$ – константы;

C_4, D_4 - коэффициенты аппроксимации.

Зависимость показателя деформационного упрочнения от пористости описывает функция $a_5(\theta)$:

$$a_5(\theta) = C_5 \exp(D_5\theta), \quad (22)$$

где C_5, D_5 - коэффициенты аппроксимации.

Подставляя полученные выражения в (22), получим выражение коэффициента твердорастворного упрочнения при различных условиях деформации:

$$A(t, c_2, D_{cp}^0, R_{cp}^0, D_{12}, D_{21}, \tau) = C_1 \exp(D_1 t) \cdot C_2 \exp(D_2 c_2) \times \\ \times C_3 \frac{C_{01}}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{D_{cp}^0}{2\sqrt{4D_{12}\tau}} \right) \right] \cdot D_3 \frac{C_{02}}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{C_4(\varepsilon_z)^{D_4}}{2\sqrt{4D_{21}\tau}} \right) \right] \cdot C_5 \exp(D_5\theta). \quad (23)$$

Для определения коэффициента внутризеренного упрочнения B зависимость (14) представим в виде произведения линейных комбинаций:

$$B(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i) = b_1(t) \cdot b_2(\varepsilon_z) \cdot b_3(\dot{\varepsilon}_i). \quad (24)$$

Функция $b_1(t)$ отражает влияние осевой деформации на показатель внутризеренного упрочнения:

$$b_1(t) = E_1 \exp(F_1 t), \quad (25)$$

где E_1, F_1 - коэффициенты аппроксимации.

Функция $b_2(\varepsilon_z)$ характеризует влияние концентрации легирующего элемента на показатель деформационного упрочнения:

$$b_2(\varepsilon_z) = E_2 \exp(F_2 \varepsilon_z), \quad (26)$$

где E_2, F_2 - коэффициенты аппроксимации.

Металлургия и материаловедение

Зависимость показателя деформационного упрочнения от скорости деформации представлена функцией $b_3(\dot{\varepsilon}_i)$:

$$b_3(\dot{\varepsilon}_i) = E_3 \exp(F_3 \dot{\varepsilon}_i) \frac{1}{2}, \quad (27)$$

где E_3, F_3 - коэффициенты аппроксимации.

После подстановки (25), (26) и (27) в (14) получим выражение для определения коэффициента внутризеренного упрочнения B :

$$B(t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i) = E_1 \exp(F_1 t) \cdot E_2 \exp(F_2 \varepsilon_z) \cdot E_3 \exp(F_3 \dot{\varepsilon}_i). \quad (28)$$

Подстановка (28), (27) и (26) в (14) приводит к зависимости величины зерна от параметров деформирования, пористости и исходных параметров структуры:

$$D_{cp} = (t, \varepsilon_z, \dot{\varepsilon}_i, D_{12}, D_{21}, \tau, D_{cp}^0, R_{cp}^0, C_2 \theta, \omega) =$$

$$= \frac{K \cdot M \cdot N + A_2 \exp\left(\frac{B_1}{t}\right) \cdot A_2 \exp(B_2 \varepsilon_z) \cdot A_3 \exp(B_3 \dot{\varepsilon}_i) \cdot A_4 \left(D_{cp}^0\right)^{B_4}}{\sigma_z - \sigma_{02} - L}, \quad (29)$$

где $E_1 \exp(F_1 t) = K$;

$E_3 \exp(F_3 \dot{\varepsilon}_i) = N$;

$$\left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{D_{cp}^0}{1\sqrt{4D_{12}\tau}}\right) \right] \cdot D_3 \frac{C_{02}}{2} \left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{C_4(\varepsilon_z)^{D_4}}{2\sqrt{4D_{21}\tau}}\right) \right] \cdot C_5 \exp(D_5 \theta) \omega^{3/2} = L.$$

Таким образом, выражение (29) описывает зависимость величины зерна двухкомпонентных порошковых материалов от температуры, степени и скорости деформации и учитывает влияние пористости на структурообразование.

Выводы

Показано, что упрочнение порошкового материала описывается теми же механизмами, что и литого. К ним относится твердорастворное, внутризеренное и межзеренное упрочнения. По результатам деформирования порошкового материала рекомендуется получать коэффициенты твердорастворного, внутризеренного и межзеренного упрочнения, которые характеризуют скорость процессов в зависимости от температуры, степени и скорости деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скороход В.В. Реологические основы теории спекания. К.: Наук. думка, 1972. 151 с.
2. Физическое металловедение. Т.3. Физико-механические свойства металлов и сплавов / под ред. Р.У. Канна, П.Т. Хаазена; пер. с англ. [3-е изд., перераб. и доп.]. М.: Metallurgia, 1987. 663 с.
3. Савицкий А.П., Виноградов Г.А., Прокудина В.К. Рентгенографическое исследование рекристаллизации порошковой меди при спекании // Порошковая металлургия. 1968. №2. С. 82-88.
4. Аксенов Г.И., Колеров О.К., Ревикин В.П., Рентгеноструктурное изучение процессов уплотнения при прокатке никелевых порошков // Порошковая металлургия. 1968. №5. С. 59-67.
5. Напара-Волгина С.Г., Костырко Л.Н., Радомысльский И.Д. Термическая и термомеханическая обработка порошковых конструкционных сталей // Порошковая металлургия. 1983. №10. С. 49-67.
6. Вольнова Т.Ф., Емельянова И.З., Сидорова И.Б. Особенности структурообразования в порошковых железомарганцевых сплавах при деформации и рекристаллизации. Сообщение I. Формирование структуры деформации при горячей экструзии // Порошковая металлургия. 1992. №5. С. 29-37.
7. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Metallurgia, 1977. 430 с.
8. Рябичева Л.А., Куликова Л.В. Разупрочняющие процессы при пластическом деформировании. // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні: Зб. наук. пр. Луганськ: вид-во СУДУ, 1998. С. 174-179.
9. Callister W.D. Fundamentals of materials science and engineering: An integrated approach / John Wiley&Sons. – New Jersey, 2007. – 252 p.
10. Nagarjuna S., Balasubramanian K., Sarma D.S. The strain dependence of flow stress in an aged Cu-1.5wt% Ti alloy // Scripta Materialia. 1996. Vol. 35. No. 2. P. 147-150.
11. Nagarjuna S., Srinivas M., Balasubramanian K., Sarma D.S. Effect of modulations on yield stress and strain hardening exponent of solution treated Cu-Ti alloys // Scripta Materialia. 1998. Vol. 38. No. 9. P. 1469-1474.

Металлургия и материаловедение

12. Штерн М.Б. Модель процессов деформирования сжимаемых материалов с учетом порообразования. Сообщение II. Одноосное растяжение и сжатие пористых тел // Порошковая металлургия. 1989. №6. С. 34-39.

13. Рябичева Л.А., Никитин Ю.Н., Василенко Т.В. Исследование полугорячего деформирования пористых заготовок из порошковой меди // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні: Зб. Наук. пр. В 2-х ч. Ч 1. Луганськ: вид-во СНУ ім. В. Даля. 2004. С. 90-96.

Ryabicheva L.A. Interrelation of parameters of deformation and structure at plastic deformation powder material.

The mathematical model for the analysis of processes of hardening at plastic deformation of powder materials is developed. It is shown that hardening of powder material is described by the same mechanisms, as cast. Treats them solid-solution, inside-grain and inter-grain hardenings. By results of deformation of powder material it is recommended to receive coefficients of them solid-solution, inside-grain and inter-grain hardening which characterize the speed of processes depending on temperature, degrees and speeds of deformation.

Keywords. Powder material, deformation, hardening, softening, coefficients of them solid-solution, inside-grain and inter-grain hardening.

Рябичева Людмила Александровна – д-р техн. наук, профессор Луганского национального университета им. В. Даля, г. Луганск. Научные интересы: процессы, происходящие в порошковых материалах при пластическом деформировании.

e-mail: ryabic@gmail.com

Ryabicheva Lyudmula - D.Sc (Eng), Associate Professor Vladimir Dalh Lugansk National University. Scientific interest: the processes happening in powder materials at plastic deformation.

E-mail: ryabic@gmail.com

*Статья поступила
20 января 2018 г.
© Рябичева Л.А., 2018.*

УДК 532.7:532.783

Александров В.Д., Зозуля А.П.

ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ В СИСТЕМЕ ИНДИЙ-СВИНЕЦ

Aleksandrov V.D., Zozulia A.P.

NUCLEUS FORMATION OF SOLID SOLUTIONS DURING CRYSTALLIZATION OF ALLOYS IN THE INDIUM-LEAD SYSTEM

Предложен альтернативный вариант расчёта критических размеров зародышей твёрдых растворов и работы их образования при кристаллизации расплавов. В качестве примера выбрана система индий-свинец. Для получения информации о предкристаллизационных переохлаждениях сплавов в этой системе проведены экспериментальные исследования методом термического анализа.

Ключевые слова: энергия Гиббса, энтропия, энтальпия, межфазная поверхностная энергия, критический размер зародыша, работа образования зародыша, индий, свинец, твёрдые растворы, переохлаждение.

Введение

Центральным звеном в теории зародышеобразования при кристаллизации из жидкой фазы является вопрос о формировании зародыша кристалла «критических» размеров l_k [1,2]. Это актуально и для процесса зародышеобразования при кристаллизации сплавов для непрерывного ряда твёрдых растворов (НПТР). В данной работе анализируются особенности образования зародышей НПТР на примере сплавов системы индий-свинец.

Для нахождения величины l_k для простых веществ и соединений анализируется изменение свободной энергии Гиббса ΔG между жидкой G_L и твёрдой G_S фазами, состоящей из объёмной ΔG_V и поверхностной ΔG_F составляющих $\Delta G = -\Delta G_V + \Delta G_F$. Составляющая ΔG_V связана с энтальпией ΔH_{LS} и энтропией ΔS фазового превращения ($\Delta G_V = \Delta H_{LS} - T\Delta S$). Обычно изменение энтропии ΔS относят к температуре плавления T_L : $\Delta S = \Delta H_{LS}/T_L$.

Металлургия и материаловедение

В результате получают $\Delta G_V = \Delta H_{LS} \Delta T^- / T_L$, где $\Delta T^- = T_L - T$ – переохлаждение. С учётом ΔG_V и $\Delta G_F = F \cdot \sigma$ (F – площадь поверхности, σ_{LS} – межфазная поверхностная энергия) выводят выражения для критического размера зародыша l_k и работы его образования A_k :

$$l_k = 4\sigma \cdot T_L / \rho \Delta H_{LS} \cdot \Delta T^-; \quad (1)$$

$$A_k = 32 \cdot \sigma^3 \cdot T_L^2 / \rho \Delta H_{LS}^2 \cdot (\Delta T^-)^2. \quad (2)$$

Эти выражения неадекватно характеризуют зависимости l_k и A_k от ΔT^- , допуская, что при $\Delta T^- \rightarrow 0$, l_k и $A_k \rightarrow \infty$. Поскольку кристаллизация начинается при определённом переохлаждении ΔT^- , т.е. при температуре $T < T_L$, то резонно использовать изменение энтропии $\Delta S'$ в другом виде. В работе [3] величина $\Delta S'$ увязана с изменением плотности $\Delta \rho$ между твёрдой ρ_S и жидкой ρ_L фазами: $\Delta S' = c_p \Delta \rho / \rho_S$. В результате были получены видоизменённые формулы для расчёта l'_k и A'_k :

$$l'_k = \frac{4\sigma_{LS}}{\rho_T \Delta H_{LS} - c_p \Delta \rho (T_L - \Delta T^-)}, \quad (3)$$

$$A'_k = \frac{32\sigma_{LS}^3}{(\rho_T \Delta H_{LS} - c_p \Delta \rho (T_L - \Delta T^-))^2}. \quad (4)$$

где c_p – удельная теплоёмкость кристалла.

Из (3) и (4) видно, что l'_k и A'_k являются слабо зависящими функциями от ΔT^- , в отличие от l_k и A_k , получаемых из (1) и (2). Кроме того, расчёты показали, что размеры l'_k зародышей соответствуют нескольким параметрам решёток, а работы A_k энергиям связей в кристаллах.

Цель работы. Адаптация уравнений (3) и (4) к образованию кристаллов твёрдых бинарных растворов.

Теоретическая часть

Поскольку образование зародыша твёрдого раствора из жидкого раствора также происходит из области переохлаждения (не путать с концентрационным переохлаждением $T_L - T^*$), то для них можно использовать те же формулы (3) и (4), подразумевая под T_L температуру ликвидус T^* .

Образование бинарных твёрдых растворов есть результат смешивания компонентов, имеющих, как правило, одинаковые кристаллические

решётки, в результате чего формируются системы с неограниченной растворимостью компонентов, как в жидком, так и в твёрдом состояниях. Примерами систем с непрерывным рядом твёрдых растворов являются Bi-Sb с ромбоэдрическими решётками для Bi и Sb, Cu-Ni и Au-Cu с ГЦК решётками компонентов. Совпадение типа решёток не единственная причина образования твёрдых растворов. Иногда два вещества с одинаковыми решётками не образуют НРТР, например Zn-Cd с ГПУ решётками каждый, Cu-Ag с ГЦК решётками Cu и Ag [4,5] и др. В то же самое время имеются бинарные системы, компоненты которых имеют разные кристаллические решётки, а при их смешивании образуются сплавы с непрерывным рядом твёрдых растворов. К их числу относят систему In-Pb (рис. 1) [4].

Признаками формирования НРТР в этом случае могут служить близкие параметры кристаллических решёток, координационные числа (Z), размеры атомов $r_{ат}$, электронные конфигурации элементов (табл. 1).

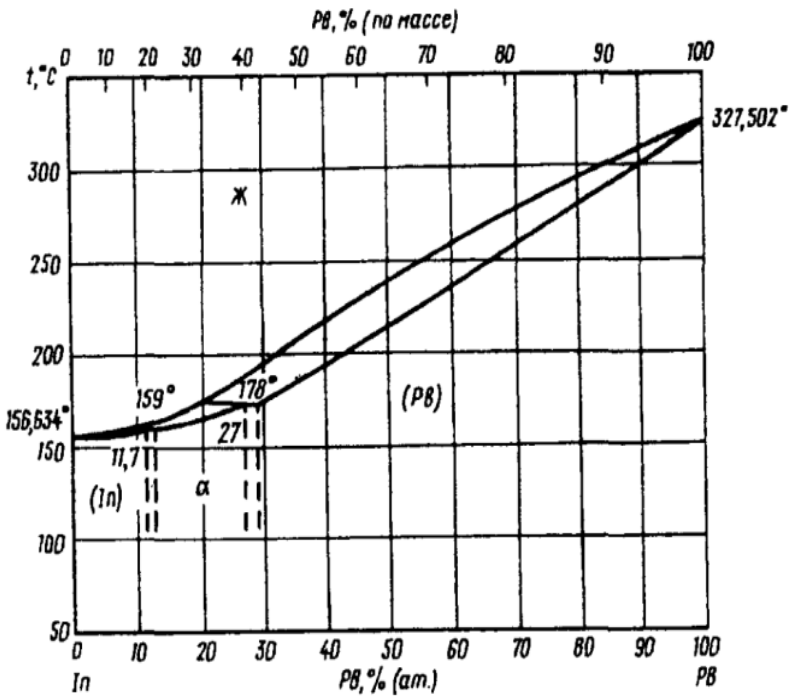


Рис. 1. Диаграмма состояния In-Pb

Кристаллохимические параметры In, Pb [5,6]

Сис-тема	Эле-мент	Тип решётки	Параметры решётки	Z	$r_{ат}$, нм	M, 10 ⁻³ кг/моль	Электронная конфигурация
In-Pb	In	ГЦТ	$a = 0,458$ $c = 0,494$	4+8	0,166	114,82	5s ² 5p ¹
	Pb	ГЦК	$a = 0,495$	12	0,175	207,19	6s ² 6p ²

Из табл. 1 видно, что индий и свинец, несмотря на наличие у них разных кристаллических решёток (тетрагональной у In и ГЦК у Pb) имеют близкие параметры и координационные числа, а радиусы атомов в металлическом состоянии отличаются друг от друга на ~5,14 %. Это лежит в допустимых пределах для возможности образования НРТР, что позволяет использовать известные [7] перестановочные приёмы при анализе конфигурационной составляющей энтропии плавления ΔS_C как для твёрдого, так и для жидкого растворов вблизи температуры плавления. В то же время различия молекулярных масс химических элементов, образующих ТР, существенно влияют на вибрационную составляющую ΔS_V энтропии плавления.

В работе [8] путём анализа конфигурационной ΔS_C и колебательной ΔS_V составляющих энтропии для твёрдого и жидкого α - и β -твёрдых и жидких растворов были получены энтальпии плавления:

$$\text{для } \alpha\text{-ТР} \quad \Delta H_{LS}^{\alpha} = \Delta H_{LS}^A + \left(\Delta Z_{LS}^A RT^* / M_i^A \right) U \left(X^B \right), \quad (5)$$

$$\text{для } \beta\text{-ТР} \quad \Delta H_{LS}^{\beta} = \Delta H_{LS}^B + \left(\Delta Z_{LS}^B RT^* / M_i^B \right) U \left(X^A \right), \quad (6)$$

где $\Delta H_{LS}^A, \Delta H_{LS}^B$ – энтальпии плавления чистых компонентов A и B; $\Delta Z_{LS}^A, \Delta Z_{LS}^B$ – изменение координационных чисел при плавлении тех же компонентов; $R = 8,31$ Дж/моль·К; T^* – температура ликвидуса; M_i^A, M_i^B – молярные массы i -ых α - и β -сплавов; $U(X^A) = (1 - X^A) \ln(1 - X^A) + X^A \ln X^A$;
 $U(X^B) = (1 - X^B) \ln(1 - X^B) + X^B \ln X^B$, X^A и X^B – относительные концентрации компонентов A и B

Очевидно, что при $X \rightarrow 0$, $T^* \rightarrow T_L^A$ и $\Delta H_{LS}^\alpha \rightarrow \Delta H_{LS}^A$, или при $X \rightarrow 1$, $T^* \rightarrow T_L^B$ и $\Delta H_{LS}^\beta \rightarrow \Delta H_{LS}^B$, т.е. при уменьшении концентрации второй компоненты энтальпия плавления сплава стремится к энтальпии плавления растворителя.

Для вычисления энтальпий ΔH_{LS}^α и ΔH_{LS}^β по формулам (5) и (6) в системе In-Pb были использованы справочные данные [5,9] по температурам ликвидуса T^* , энтальпиям плавления ΔH_{LS} индия и свинца, а также аддитивные значения молярных масс тех же металлов.

Расчёты, проведённые по формулам (5) и (6), позволили построить график зависимости ΔH_{LS} от X (рис. 2) для системы In-Pb. Видно, что увеличение концентрации второго компонента приводит к уменьшению энтальпии плавления твёрдого раствора, как со стороны первого, так и со стороны второго компонента, достигая определённого минимума. Численные значения энтальпии приведены в табл. 2.

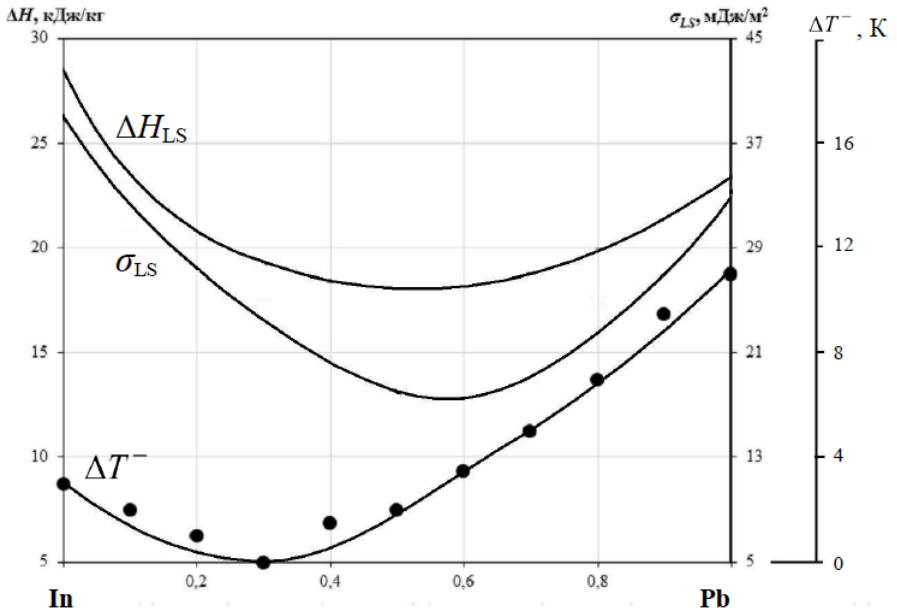


Рис. 2. График концентрационной зависимости энтальпии плавления, поверхностного натяжения и переохлаждений в системе In-Pb

Металлургия и материаловедение

Для нахождения концентрационной зависимости межфазной поверхностной энергии для твёрдых и жидких растворов в работе [7] были получены следующие уравнения:

$$\text{для } \alpha\text{-ТР при } X_S^B < 0,5 \quad \sigma_{LS}^\alpha = \sigma_{LS}^A + k_B T^* p^A U(X_V^B), \quad (7)$$

$$\text{для } \beta\text{-ТР при } X_S^B > 0,5 \quad \sigma_{LS}^\beta = \sigma_{LS}^B + k_B T^* p^B U(X_V^A), \quad (8)$$

где σ_{LS}^A и σ_{LS}^B – межфазная поверхностная энергия на границе жидкость-кристалл компонента A и B соответственно, p – ретикулярная плотность.

Для расчётов использовали экспериментальные данные по температурам ликвидуса [4]. За величины p принимали значения из расчёта одной молекулы на площадь S_0 узловой сетки по параметрам решёток (для индия – $S_0 = a \cdot c$, а для свинца – $S_0 = a^2$). Расчётные значения σ_{LS} также приведены в табл. 2.

На рис. 2 показаны графики зависимости ΔH_{LS} и σ_{LS} от концентрации компонентов в системе In-Pb.

Расчёты, проведённые для сплавов в системе (In-Pb) по формулам (7) и (8), приведены в табл. 2 и показаны на графиках на рис. 2. Видно, что зависимости σ_{LS} от концентрации X имеют схожую тенденцию к уменьшению (как со стороны α -, так и со стороны β -растворов) аналогично изменению $\Delta H_{LS}(X)$.

Для вычисления критических размеров l_k зародышей и работ A_k необходимы были сведения о переохлаждениях ΔT^- сплавов в системе In-Pb, полученных в одинаковых условиях. Ввиду отсутствия таковых в литературе, нами были проведены экспериментальные исследования переохлаждений в системе In-Pb по методике [10].

Сплавы системы In-Pb получали путём сплавления индия и свинца с соответствующим весовым соотношением In и Pb. Чистота исходных металлов была: In – 99,99 %, Pb – 99,97 %. Исследовали образцы в системе $\text{In}_{100-x} - \text{Pb}_x$, где $x = 0$ (I – In); 10,0 (II); 20,2 (III); 31,0 (IV); 40,5 (V); 50,8 (VI); 60,1 (VII); 69,8 (VIII); 80,3 (IX); 90,5 (X); 100 (XI). Величины X даны в массовых процентах. Были выбраны оптимальные массы (0,5 г) и скорости охлаждения (0,08-0,12 К/с). Все образцы перегревали на 20 градусов выше соответствующих температур ликвидуса, затем охлаждали и фиксировали переохлаждения ΔT^- .

Всего испытано 33 образца по три экземпляра каждого состава. Образцы помещали в небольшие герметически закрытые алундовые тигли ($d = 6$ мм, $h = 8$ мм). Температуру измеряли ХК-термопарой, защищённый спай которой опускался в расплав. Запись температуры осуществляли с помощью прибора UNI-T 325 с выходом на ПК.

Расчётные и экспериментальные данные по физическим характеристикам сплавов в системе In-Pb [4,5]

№ п/п	In + масс. % Pb	T_L , К	ΔT^- , К	ΔH , кДж/кг	σ_{LS} , мДж/м ²	$M_i \cdot 10^3$ (адд) кг/моль	$\rho_s \cdot 10^3$ (адд) кг/м ³	C_p^S (адд), Дж/кг·К	l'_k , нм	A'_k , эВ
1	0	429,5	~3,0	28,50	39,0	114,8	7,30	255,7	0,8897	0,9880
2	10,0	432,0	~2,0	23,33	30,8	124,1	7,72	244,4	0,8597	0,7285
3	20,2	451,5	~1,0	20,75	27,4	133,3	8,14	233,0	0,8634	0,6536
4	31,0	468,0	~0	19,33	24,7	142,2	8,56	221,7	0,8317	0,5467
5	40,5	493,0	~1,5	18,51	21,3	152	8,98	210,4	0,7441	0,3774
6	50,8	513,5	~2,0	18,26	18,0	161,1	9,40	199,1	0,6228	0,2234
7	60,1	533,0	~3,5	18,50	17,5	170,3	9,82	187,7	0,5737	0,1843
8	69,8	550,5	5,0	19,04	18,8	179,5	10,24	176,4	0,5678	0,1940
9	80,3	563,0	7,0	19,93	25,0	188,5	10,66	165,1	0,6749	0,3644
10	90,5	583,0	9,5	21,17	27,0	196,3	11,08	153,7	0,6411	0,3551
11	100	600,5	11	23,40	33,3	207,3	11,50	142,4	0,6596	0,4636

Систематическая погрешность температуры составляла ~0,2 К, разброс переохлаждений порядка 0,5-1,0 К.

Результаты экспериментов показали, что температуры ликвидуса практически совпадали с данными приведёнными на диаграмме (рис.1). Переохлаждения ΔT^- для сплавов в системе In-Pb приведены в табл.2, а также показаны на рис.2. Видно, что переохлаждения ΔT^- , как и ΔH_{LS} , σ_{LS} имеют тенденцию к уменьшению до нуля по мере содержания второй компоненты. На рис. 3 приведены фрагменты термограммы In, Pb и сплава 30 вес.% In + 70 вес.% Pb полученные в одинаковых условиях. Видно, что у In переохлаждение $\Delta T^- \approx 3K$ (термограмма 1), у свинца – $\Delta T^- \approx 11K$ (термограмма 3) и у сплава $\Delta T^- \approx 0K$ (термограмма 2).

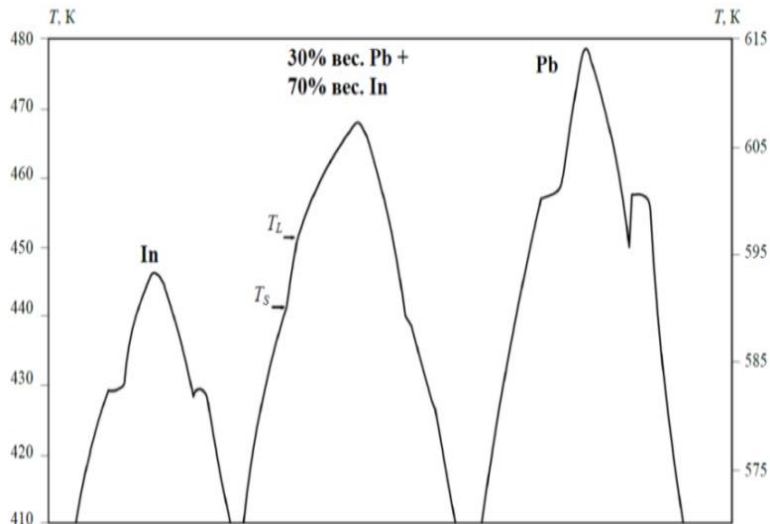


Рис. 3. Термограммы нагрева и охлаждения в системе

Пользуясь параметрами, приведёнными в табл. 2, по формулам (3) и (4) были рассчитаны критические размеры l'_k и работы A'_k при образовании зародышей твёрдых растворов в системе индий-свинец. Соответствующие графики приведены на рис. 4. Видно, что с увеличением содержания второй компоненты как со стороны индия, так и со стороны свинца, l'_k и A'_k закономерным образом уменьшаются.

Выводы

Таким образом, в работе использована новая методика расчёта критических размеров l_k зародышей кристаллов твёрдых растворов и работы A_k их образования. Установлена корреляция между зависимостями энтальпий плавления ΔH_{LS} , межфазных поверхностных энергий σ_{LS} и переохлаждений ΔT^- от концентрации в системе твёрдых растворов на примере сплавов индия и свинца.

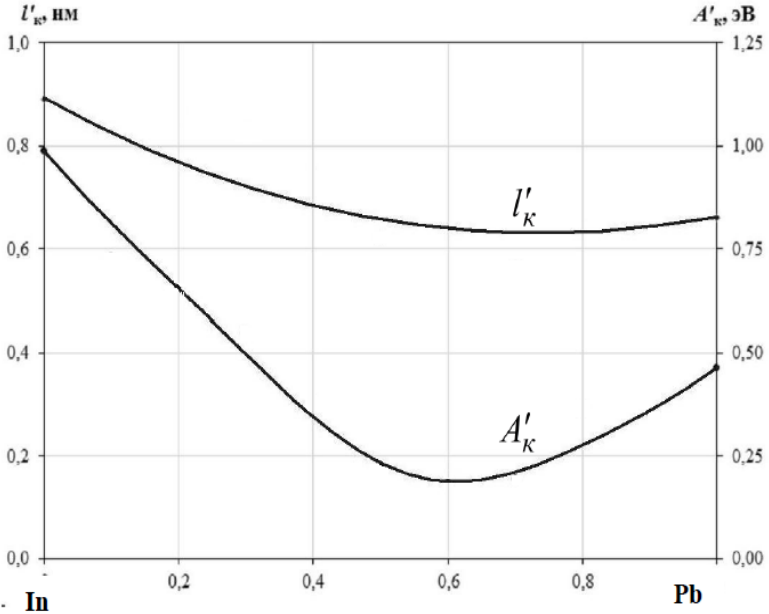


Рис. 4. График концентрационной зависимости критического размера зародыша и работы его образования в системе In-Pb

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фольмер М. Кинетика образования новой фазы М.: Наука, 1986. 208 с.
2. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968. 288 с.
3. Александров В.Д., Покинтелица Е.А. Кластерно-коагуляционная кристаллизация переохлажденных жидкостей. Изд-во «Palmarium Academic Publishing», 2015. 176 с. ISBN 978-3-659-60015-9.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: Т.3, кн.1. Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. 872 с.
5. Свойства элементов. Справочник. Под ред. Дрица М.Е. М.: Металлургия, 1985. 672 с.
6. Дутчак Я.И. Рентгенография жидких металлов. Львов: Вища шк., 1977. 164 с.
7. Коттрелл А.Х. Строение металлов и сплавов. ГНТИ л-ры по чёрн. и цв. металлургии. Москва, 1961. 288 с.
8. Александров В.Д., Александрова О.В., Щebetовская Н.В. Образование зародышей в виде твердых растворов замещения при кристаллизации двойных жидких растворов // Металлы, 2013. № 2. С. 39-45
9. Таблицы физических величин. Справочник. Под ред. Кикоина И.К., М.: Атомиздат, 1976. 1006 с.

Металлургия и материаловедение

10. Александров В.Д., Зозуля А.П., Фролова С.А. Расхождение эвтектических температур при нагревании и охлаждении сплавов в системе олово-висмут // Сборник научных трудов «Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении». 2016. №2 (17). С. 49-60.

Aleksandrov V.D., Zozulia A.P. Nucleus formation of solid solutions during crystallization of alloys in the indium-lead system.

An alternative is proposed for calculating the nuclei critical dimensions of solid solutions and the work of their formation during the crystallization of melts. As an example, the indium-lead system was chosen. To obtain information on the precrystallization supercooling of the alloys in this system, experimental studies were carried out using the method of thermal analysis

Key words: *Gibbs energy, entropy, enthalpy, interfacial surface energy, critical nucleus size, nucleus formation work, indium, lead, solid solutions, hypothermia.*

Александров Валерий Дмитриевич – доктор химических наук, профессор Донбасской национальной академии строительства и архитектуры, г. Макеевка. Научные интересы: кинетика зародышеобразования и массовой кристаллизации переохлаждённых жидкостей и аморфных сред.

Зозуля Анастасия Петровна – аспирант Донбасской национальной академии строительства и архитектуры, г. Макеевка. Научные интересы: кинетика зародышеобразования и массовой кристаллизации переохлаждённых жидкостей и аморфных сред.

E-mail: zozulyanastya@yandex.ua

Aleksandrov Valeriy – Doctor of Chemistry, Professor, Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture, Makeyevka. Scientific interests: kinetics of nucleation and mass crystallization of supercooled liquids and amorphous media

Zozulia Anastasia – postgraduate, Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture, Makeyevka. Scientific interests: kinetics of nucleation and mass crystallization of supercooled liquids and amorphous media

E-mail: zozulyanastya@yandex.ua

Статья поступила

12 февраля 2018 г.

© Александров В.Д., Зозуля А.П., 2018

УДК 5327:532.783

Александров В.Д., Зозуля А.П., Фролова С.А.

**АНАЛИЗ НЕРАВНОВЕСНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ
БИНАРНЫХ СПЛАВОВ**

Aleksandrov V.D., Zozulia A.P., Frolova S.A.

**ANALYSIS OF NONEQUILIBRIUM STATE DIAGRAMS OF
BINARY ALLOYS**

Дано сравнение классического понятия «неравновесной кристаллизации» сплавов, основанного на диффузионных процессах в жидкой и твёрдой фазах, с неравновесно-взрывной кристаллизацией из переохлаждённого состояния. Приводятся диаграммы состояния, построенные по первому и второму типу, и дан их анализ. Показано, что в первом случае построение основано на смещении линий солидуса за счёт неравнозначных диффузионных процессов в жидкой и твёрдой фазах при затвердевании. Второй тип основан на смещении линии ликвидуса при неравновесной кристаллизации сплавов из переохлаждённого состояния.

Ключевые слова: равновесная кристаллизация, взрывная кристаллизация, метастабильное фазовое равновесие, равновесная диаграмма, неравновесная диаграмма, термический анализ, переохлаждение

Ведение

Определение понятий «неравновесная кристаллизация», «метастабильное фазовое равновесие», «неравновесная диаграмма» относят, прежде всего, к сплавам [1-3].

Традиционно считающаяся неравновесная кристаллизация (НК) происходит в условиях ограниченной диффузии в твёрдой фазе. Механизм изменения состава при кристаллизации твёрдых растворов в сплавах, как с неограниченной, так и с ограниченной растворимостью сводится к тому, что при равновесной кристаллизации (РК) состав твёрдого раствора непрерывно изменяется. Превращение жидкости в твёрдый раствор следует рассматривать как два параллельных процесса: собственно, образование кристаллов твёрдого раствора при температуре равновесного ликвидуса и из-

Металлургия и материаловедение

менение состава кристаллов, образовавшихся при более низкой температуре.

Один процесс предполагает диффузию только в жидкой фазе и протекает сравнительно легко. Другой предполагает диффузию и в твёрдой фазе. Он протекает значительно медленнее, чем в жидкой фазе и при высоких скоростях охлаждения может не идти. Ограниченная диффузия в твёрдой фазе характерна для кристаллизации больших масс металла (практически всех промышленных слитков и отливок). В данном случае построение диаграмм состояния основано на смещении линий солидуса, и подобные диаграммы считаются неравновесными (НД-I). Однако известно, что металлы и сплавы обычно кристаллизуются из переохлаждённого состояния. В этой связи возможно построение метастабильных диаграмм со смещёнными линиями ликвидуса (НД-II).

Цель работы: провести сравнительный анализ принципов построения неравновесных диаграмм типов НД-I и НД-II.

Известно, что диаграмма состояния отражает равновесие фаз в системе. При этом предполагается, что фазы являются стабильными. Может ли быть построена диаграмма состояния, учитывающая равновесие метастабильных фаз?

Большинство исследователей считает, что построение метастабильных диаграмм состояния правомочно и метастабильное равновесие не находится в противоречии с теорией. Метастабильная диаграмма равновесия имеет чисто практическое значение, хотя это понятие находится в противоречии с предпосылками правила фаз Гиббса. В действительности метастабильные диаграммы равновесия соответствуют относительному минимуму свободной энергии и правило фаз к ним может быть применимо.

Диаграммы метастабильного равновесия указывают на наличие термодинамической возможности образования метастабильных фаз в той или иной температурно-концентрационной области. Поэтому, желательно знать схему расположения границ метастабильности, т.е. иметь диаграмму метастабильного равновесия, и только потом находить причины их смещения или несоответствия реальных процессов структурообразования.

На смещение линий солидуса и ликвидуса могут влиять различные факторы: скорость охлаждения [4] (рис.1, пунктирные линии), кривизна поверхности раздела фаз (рис. 2,а), давление [5] (рис. 2,б), воздействие электрического тока [6] (рис. 3) и др.

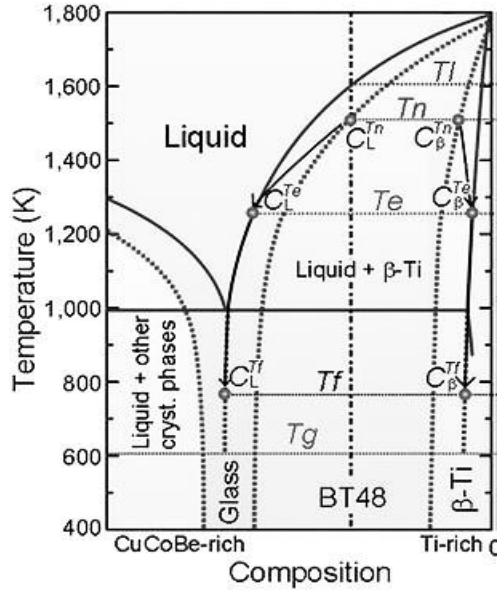


Рис.1. Сдвиг линий ликвидуса при высоких скоростях охлаждения на диаграмме композиционного материала Ti-Zr-Cu-Co-Be

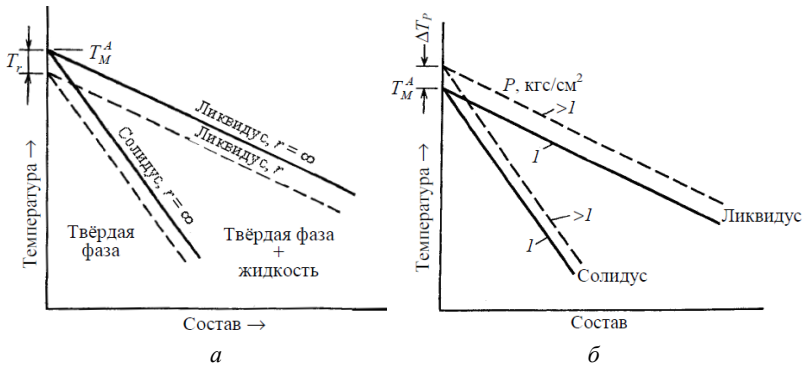


Рис. 2. Сдвиг линии ликвидуса и солидуса: а) в зависимости от радиуса r частиц; б) при повышении давления

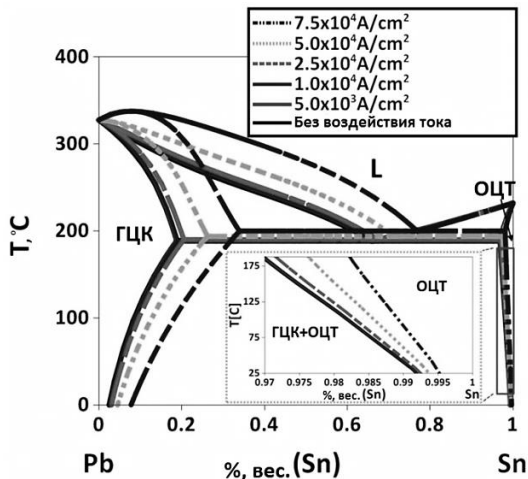


Рис. 3. Сдвиг кривых ликвидуса и солидуса диаграммы состояния Pb-Sn при исследовании кристаллизации сплавов под воздействием электрического тока различной плотности

Из приведённых выше примеров следует, что при неравновесной кристаллизации происходит смещение границ, разделяющих различные фазовые состояния, по сравнению с их положением на равновесных диаграммах. Вместе с тем в определении понятий «неравновесная» кристаллизация и «метастабильная диаграмма» почти ничего не говорится о наличии предкристаллизационных переохлаждений в сплавах (наподобие таковых у чистых веществ) относительно температур ликвидуса, вызывающих спонтанную кристаллизацию. Здесь следует пояснить смысл «самопроизвольной кристаллизации (СК) переохлаждённого расплава» и «неравновесной кристаллизации в условиях ограниченной диффузии в твёрдых телах». Можно ли их считать синонимами. По всей вероятности, нет, поскольку они отражают разные физические явления. По определению кристаллизация типа РК начинается при температуре ликвидуса T_L и заканчивается при температуре солидуса T_S . К примеру, если скорости охлаждения малы, то система успевает прийти к истинному равновесию. Спонтанная кристаллизация (она же неравновесно-взрывная (НРВК)) не начинается при температуре ликвидуса T_L – она начинается при температурах T_{min} значительно ниже T_L . Т.е. для такого вида кристаллизации необходимо переохлаждение $\Delta T = T_L - T_{min}$. Рассмотрим, что происходит в точках T_{min} , при охлаждении жидких сплавов. Очевидно, происходят те же процессы, которые были рассмотрены при кристаллизации переохлаждённых чистых веществ [7].

Например, согласно кластерно-коагуляционной модели [8], пока расплав охлаждается от T_L до T_{min} в нем возникают зародыши твёрдой фазы за инкубационный период τ_1 . Затем эти зародыши частично коагулируют, создавая начальный объём твёрдой фазы, начиная от которого происходит застывание оставшейся части расплава. На начальной стадии СК диффузионные процессы явно не успевают за коагуляционными. В результате коагуляции кластеров-зародышей выделяется достаточное количество теплоты, которое приводит саморазогреву переохлажденного объекта, а температура быстро поднимается от T_{min} до $T_X (T_X < T_L)$, и только после этого происходит равновесная докристаллизация расплава.

Нанесение точек T_{min} на диаграмму для всех сплавов позволяет строить неравновесную диаграмму. Эти точки образуют границу метастабильного состояния на момент начала кристаллизации, что позволяет определять зависимость переохлаждений от концентрации компонентов, а также находить движущие силы начальной стадии кристаллизации того или иного сплава.

Подобные метастабильные границы начала СК относительно линий ликвидуса встречаются в некоторых работах. В качестве примеров, на рис. 4-5 приведены диаграммы состояния с нижними границами метастабильного состояния на момент начала кристаллизации. В первом случае [9] исследовались микронные сплавы Ni-Cu со значительными переохлаждениями в условиях сверхвысоких скоростей охладений, а во втором [10] заэвтектические сплавы в системе Sn-Bi при различных относительно невысоких скоростях охлаждения.

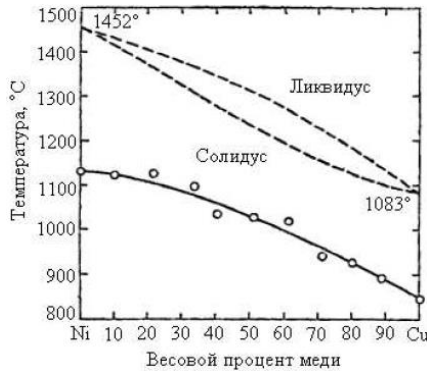


Рис. 4. Диаграмма Ni-Cu: пунктирные линии – температуры ликвидуса и солидуса при равновесной кристаллизации; сплошная линия – температуры начала кристаллизации в области переохлаждения для микронных капель.

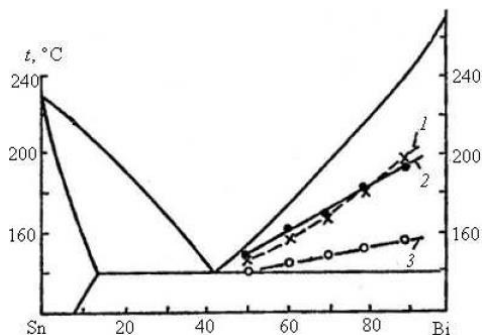


Рис. 5. Диаграмма системы Sn-Bi с метастабильными областями в заэвтектической области.

Ещё одним фактором, влияющим на смещение линий ликвидуса и солидуса, является термическое состояние жидкой фазы на момент начала её охлаждения и дальнейшей кристаллизации. Равновесные диаграммы, в основном, строят при нагревании сплавов, а не при их охлаждении. Это связано с тем, что твёрдые тела практически не перегреваются, тогда как расплавы легко переохлаждаются. В зависимости от величины предварительного перегрева расплава относительно температуры плавления при охлаждении простых веществ наблюдается переход от равновесной кристаллизации без переохлаждения к неравновесной с соответствующим переохлаждением [8]. Как показывают эксперименты, аналогичное явление наблюдается и при кристаллизации сплавов. На рис. 6 в качестве примера приведена диаграмма состояния In-Sb [11]. Кривые 1 (линии ликвидуса) соответствуют равновесной кристаллизации сплавов после предварительных разогревов до температур, лежащих в области между линиями 1 и 2. Линия 2 (верхний пунктир) построена по «критическим» точкам перегрева T_K^+ , после которых при охлаждении наблюдается кристаллизация с переохлаждениями. Температуры T_{\min} образуют линию 3, которая является фактически границей метастабильности сплавов в системе In-Sb в нормальных условиях ($P \approx 1$ атм, скорость охлаждения 0,08-0,10 К/с).

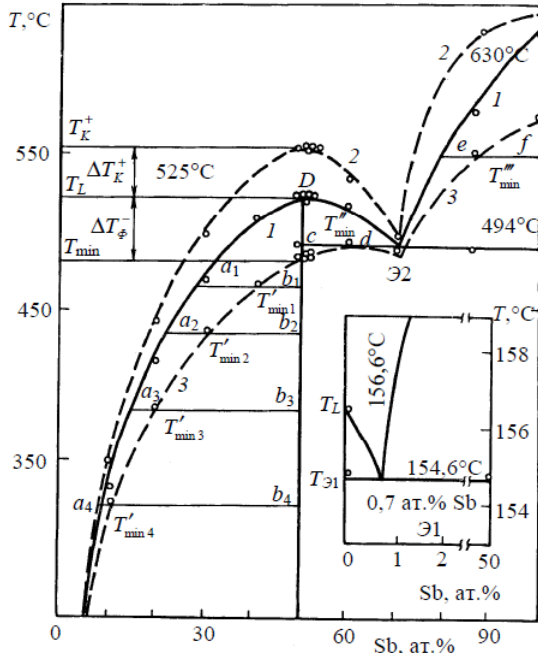


Рис. 6. Диаграмма состояния системы In-Sb с указанием критических перегревов и физических переохлаждений. Скорости охлаждения 0,002-8,0 град/с.

На рис.7 показан фрагмент диаграммы состояния In-Vi для заэвтектической области и кривые охлаждения сплавов, характеризующих принцип построения метастабильных диаграмм по соответствующим переохлаждениям [12].

В монографии [8] приведены диаграммы состояния бинарных систем: металлических сплавов, смесей кристаллогидратов, сплавов низкомолекулярных органических веществ, характеризующих принципы построения диаграмм с учётом метастабильных областей.

К моменту написания этой статьи нами были завершены подобные исследования методами термического анализа для сплавов в системе Pb-Sn [13]. На рис. 8 приведена равновесная диаграмма, построенная по кривым нагревания (см. сплошные линии ликвидуса и солидуса) и неравновесная (см. пунктирные линии). Как видно, неравновесная диаграмма смещена вниз относительно равновесной. Кроме того, наблюдаются некоторые закономерности в этой системе: увеличение переохлаждений относительно

Металлургия и материаловедение

линий ликвидуса и солидуса; понижение эвтектической температуры при эвтектическом составе и неизменность эвтектического состава 61 вес. % Sn + 39 вес. % Pb.

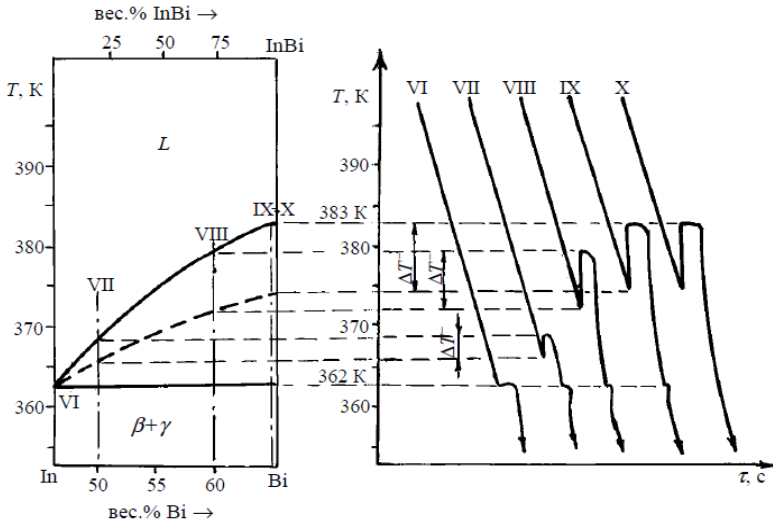


Рис. 7. Фрагмент диаграммы состояния In-Bi с кривыми охлаждения

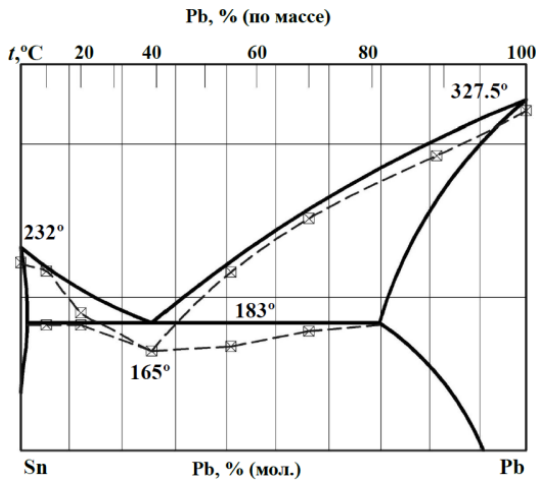


Рис. 8. Диаграмма состояния Sn-Pb с границами метастабильности, как относительно линии ликвидуса, так и относительно линии солидуса

В настоящее время нами проводятся подобные исследования в системах In-Pb, In-Sn, Zn-Pb, Cd-Zn, Pb-Cd, т.к. они представляют, как практический, так и научный интерес.

Выводы

Проанализированы различные виды метастабильных диаграмм состояния двойных сплавов. Показаны условия, при которых возможно построение диаграмм первого (НД-I) и второго (НД-II) видов. Показано, что в первом случае построение основано на смещении линий солидуса за счёт неравнозначных диффузионных процессов в жидкой и твёрдой фазах при затвердевании. Второй тип основан на смещении линии ликвидуса при неравновесной кристаллизации сплавов из переохлаждённого состояния.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: *Металлургия*, 1978. 648 с.
2. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: *Металлургия*, 1983. 360 с.
3. Задилов А.Н., Кац А.М. *Теоритические основы кристаллизации*. Москва: Московский гос. индустриальный ун-т, 2008. 194 с.
4. Zhang L., Pauly S., Tang M.Q., Eckert J., Zhang H.F. Two-phase quasi-equilibrium in β -type Ti-based bulk metallic glass composites [Электронный ресурс] // *Scientific Reports*. 2016. №6/19235. doi: 10.1038/srep19235.
5. Флемингс М. *Процессы затвердевания*. М.: *Мир*, 1977. 423 с.
6. Shin-kang Lin, Chao-kuei Yeh, Wei Xie, Yu-chen Liu, Masahiro Yoshimura. *Ab initio*-aided CALPHAD thermodynamic modeling of the Sn-Pb binary system under current stressing [Электронный ресурс] // *Scientific Reports*. 2013. №3/2731. doi: 10.1038/srep02731.
7. Чалмерс Б. *Теория затвердевания*. М.: *Металлургия*, 1968. 288 с.
8. Александров В.Д. *Кинетика зародышеобразования и массовой кристаллизации переохлажденных жидкостей и аморфных сред*. Сборник избранных трудов. ДонНАСА. Донецк : Донбасс, 2011. 591 с.
9. Паунд Г.М. *Зарождение кристаллов при затвердевании металлов* // Сб.статей «Жидкие металлы и их затвердевание». М.: гос. НТИ лит-ры по чёр. и цвет. металлургии. 1962. С. 107-125.
10. Финагина Е.В. *Исследование закономерностей образования различных форм роста кристаллов первичной фазы* // *Металлофизика*. 1970. № 29. С. 180-184.
11. Александров В.Д., Раухман М.Р., Боровик В.И., Ермакова Н.Г., Стрельникова И.А. *Построение диаграммы состояния In-Sb по предкристаллизационным переохлаждениям* // *Металлы*. 1996. №6. С. 184-195.

Металлургия и материаловедение

12. Александров В.Д., Фролова С.А. Исследование переохлаждений при кристаллизации сплавов в системе In-Bi // «Стародубовские чтения». Днепропетровск. 2003. С. 164-169.

13. Александров В.Д., Зозуля А.П. Построение неравновесной диаграммы состояния олово-свинец. Тезисы // Сб. трудов по междунар. науч. конф. студ. и молодых уч. «Донецкие чтения 2017: Русский мир как цивилизационная основа научно-образовательного и культурного развития Донбасса». Донецк: Изд-во ДонНУ. 2017. Т.1. С. 143.

Aleksandrov V.D., Zozulia A.P., Frolova S.A. Analysis of nonequilibrium state diagrams of binary alloys.

A comparison of the classical concept of "nonequilibrium crystallization" of alloys based on diffusion processes in the liquid and solid phases with nonequilibrium-explosive crystallization from a supercooled state is given. State diagrams constructed according to the first and second type are given and their analysis is given. It is shown that in the first case the construction is based on the displacement of the solidus lines due to unequal diffusion processes in the liquid and solid phases upon solidification. The second type is based on the displacement of the liquidus line in the nonequilibrium crystallization of alloys from the supercooled state.

Key words: *equilibrium crystallization, explosive crystallization, metastable phase equilibrium, equilibrium diagram, nonequilibrium diagram, thermal analysis, supercooling.*

Александров Валерий Дмитриевич – доктор химических наук, профессор Донбасской национальной академии строительства и архитектуры, г. Макеевка. Научные интересы: кинетика зародышеобразования и массовой кристаллизации переохлаждённых жидкостей и аморфных сред.

Фролова Светлана Александровна – кандидат химических наук, доцент Донбасской национальной академии строительства и архитектуры, г. Макеевка. Научные интересы: кинетика зародышеобразования и массовой кристаллизации переохлаждённых жидкостей и аморфных сред.

E-mail: primew65@mail.ru

Зозуля Анастасия Петровна – аспирант Донбасской национальной академии строительства и архитектуры, г. Макеевка. Научные интересы: кинетика зародышеобразования и массовой кристаллизации переохлаждённых жидкостей и аморфных сред.

E-mail: zozulyanastya@yandex.ua

Металлургия и материаловедение

Aleksandrov Valeriy – Doctor of Chemistry, Professor Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture, Makeyevka. Scientific interests: kinetics of nucleation and mass crystallization of supercooled liquids and amorphous media

Frolova Svetlana – Candidate of Chemical Sciences, Associate Professor Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture, Makeyevka. Scientific interests: kinetics of nucleation and mass crystallization of supercooled liquids and amorphous media

E-mail: primew65@mail.ru

Zozulia Anastasia – postgraduate Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture, Makeyevka. Scientific interests: kinetics of nucleation and mass crystallization of supercooled liquids and amorphous media

E-mail: zozulyanastya@yandex.ua

*Статья поступила
14 февраля 2018 г.*

© Александров В.Д., Зозуля А.П., Фролова С.А., 2018

УДК 620.17:66.14.018

Никитин Ю.Н., Милаков В.И.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ ШТАМПОВОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ
4Х5МФС**

Nikitin Yu.N., Milakov V.I.

**INVESTIGATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL
PROPERTIES OF TOOL STEEL DIE 4X5MFC**

Рассмотрены вопросы, связанные с повышением длительной стойкости штампового инструмента. Выбран материал для исследований и разработана методика исследования. Предложена упрочняющая термическая обработка. Представленные расчетные данные критической скорости закалки. Рассмотрено влияние легирующих элементов на критические скорости охлаждения при закалке и формирование структуры и механических свойств в штамповой инструментальной стали для горячего деформирования 4Х5МФС. Выполнен сравнительный анализ сталей 4Х5МФС и 4Х5МФ1С.

Ключевые слова: штамповая инструментальная сталь, критическая скорость закалки, структура, свойства, теплосмены, интервал термоциклирования.

Введение

Применение в промышленности прогрессивных процессов обработки порошковых материалов горячей штамповкой позволяют значительно сократить потери обрабатываемого материала и снизить затраты на последующую механическую обработку. Особенно это актуально в массовом производстве осесимметричных деталей типа «стакан» получаемых выдавливанием из алюминиевого порошка и высокопрочностных алюминиевых сплавов [1-4].

На повышение производительности кузнечнопрессового оборудования влияет увеличение стойкости штампового инструмента одного из показателей экономической эффективности горячей штамповки. Затраты на штампо-

вый инструмент находятся в пределах 15 – 30 % от стоимости изделий и 52% и выше при горячем выдавливании [3, 5].

Наибольшее повышение долговечности штампового инструмента горячей штамповки работающего в условиях динамических циклически изменяющихся нагрузок под воздействием высоких температур и удельных давлений достигается при правильном выборе марки штамповой стали и режимов ее термической обработки. Такие условия эксплуатации инструмента приводят к термомеханической усталости, что приводит к развитию разгарных трещин. Поэтому материал для штампового инструмента должен иметь высокие физико-механические и эксплуатационные свойства: высокопрочность, теплостойкость, теплопроводность и износостойкость, хорошо обрабатываться резанием, шлифоваться, иметь малую склонность к отпускной хрупкости и росту аустенитного зерна, быть устойчивыми к обезуглероживанию [3, 4].

Такими свойствами, наряду с другими сталями, обладает экономнолегированная инструментальная среднеуглеродистая сталь с карбидным упрочнением 4X5MФC (Ш) повышенной теплостойкости и разгаростойкости наиболее применяемая для прессования алюминиевых сплавов. Низкую карбидную неоднородность в структуре стали обеспечивает пониженное суммарное, около 7 %, содержание карбидообразующих элементов и углерода в пределах 0,44 %, что выгодно отличает ее от быстрорежущих сталей содержащих более 20 % суммарно карбидообразующих элементов и углерода до 1,5 % [4, 6].

Требования предъявляемые к штамповому инструменту - HRC 44-51, KCU = 30-45 Дж/см² обеспечиваются структурой троостита с карбидной неоднородностью не более 4 балла по шкале 5 согласно ГОСТ 5950-2000. Такая структура обеспечивается при строгом соблюдении режимов предварительной и окончательной термической обработки [7, 8].

Несмотря на многочисленные исследования в течение длительного времени задача повышения длительной стойкости штампового инструмента не решена и является металлургической проблемой, имеющей большое научно-техническое и практическое значение [3].

Целью работы является изучение изменений структуры и механических свойств сталей при окончательной термической обработке, формирующей эксплуатационные характеристики штампового инструмента.

Методика исследования

В качестве исследуемого материала были выбраны стали марок 4X5MФC и 4X5MФ1C для горячего деформирования металлов. Для увели-

Металлургия и материаловедение

чения срока службы штампового инструмента предложена упрочняющая термическая обработка: закалка и отпуск.

Окончательную термическую обработку специально подготовленных образцов (табл. 1), изготовленных из стали 4X5МФС и 4X5МФ1С, выполняли в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100.

На всех этапах работ проводили металлографический анализ образцов на микроскопе МИМ-7 и МИМ-8 с цифровой приставкой, измеряли твердость на приборе ТК-2М, рентгеноструктурный фазовый анализ на установке «Дрон 3». Прочностные характеристики определяли согласно стандартным методикам.

Для обеспечения требуемых свойств инструмента балл зерна аустенита после окончательной термической обработки должен быть в пределах 10-12 баллов согласно ГОСТ 5950-2000 и сопоставим с его размером в заготовках после предварительной термической обработки. С целью определения структурных изменений при окончательной термической обработке и влияния на них легирующих элементов, в работе проведен анализ диаграмм распада аустенита и влияние на них легирующих элементов, содержащихся в исследуемых сталях.

В данных сталях легирующие элементы, ванадий и молибден, образуют карбиды Me_3C , MeC в небольших количествах (до 1,0 %) устойчивые к растворению при нагреве, а наличие хрома позволяет получить первичные и вторичные карбиды хрома – $M_{23}C_6$ и M_6C (12-15 %), которые растворяются при высокотемпературном нагреве под закалку.

Сопоставление справочных сведений по изотермическим диаграммам распада аустенита сталей [3] позволило проследить влияние повышенного содержания ванадия и молибдена на кинетику распада аустенита, нагретого до области «аустенит + карбиды».

Повышенное содержание этих карбидообразующих элементов смещает С-кривые вправо и в область более низких температур (табл. 2). Перлитное и бейнитное превращения разделены по температуре, и в исследуемых сталях этот температурный интервал составляет 50-70 °С.

Анализ С-кривых позволяет утверждать, что сталь 4X5МФ1С при закалке должна охлаждаться несколько интенсивнее, чем сталь 4X5МФС. Для подтверждения были рассчитаны критические скорости закалки (табл. 3). Расчет критических скоростей охлаждения ($V_{кр}$) выполнялся по формуле

$$V_{кр} = \frac{A_{г1} t_{мин}}{1,5 \tau_{мин}}$$

где $A_{г1}$ – температура эвтектоидного превращения при охлаждении, °С; $t_{мин}$ – температура минимальной устойчивости аустенита в области бейнитного

распада, °C; τ_{\min} – время минимальной устойчивости аустенита в температурном интервале бейнитного распада, с.

Т а б л и ц а 1

Структура и свойства в исходном состоянии

Класс, технические условия, термообработка	Размер образца	Твердость, НВ	Подготовка поверхности,	Класс чистоты поверхности, R _a
Мартенситная, теплостойкая ОСТ 92-1137-86	Круг диаметр 30 мм толщина 10 мм	245-250	Токарная, шлифовальная, АСО (пассивация, электрополировка, механическая обработка)	R _a =0,5-0,6 мкм
Мартенситная, теплостойкая, ГОСТ 5950-2000		240-242		

Т а б л и ц а 2

Параметры устойчивости переохлажденного аустенита и температура начала мартенситного превращения в инструментальных сталях

Суммарное содержание Мо и V, %	Марка стали	Параметры минимальной устойчивости аустенита при распаде				Температура начала мартенситного превращения, °C
		перлитном		бейнитном		
		t _{1min} , °C	τ _{2min} , с	t _{2min} , °C	τ _{2min} , с	
1,5...2,0	4X5MΦC	660	3000	270	1500	270
2,0...2,6	4X5MΦ1C	680	2500	330	1050	340

Представленные расчетные данные критической скорости закалки и выбранные по справочнику среды закалки показали, что для сталей 4X5MΦC и 4X5MΦ1C скорость закалки соответственно равна 0,31 и 0,41 °C/с, такие скорости охлаждения могут быть обеспечены как при охлаждении на воздухе, так и в масле.

Результаты исследования

Структура сталей после отжига состояла из сорбитообразного перлита, вторичных и первичных карбидов (рис. 2). Темные полосы в середине продольного микрошлифа отличаются от окружающей микроструктуры, так как содержат множество карбидов (рис. 2,а). Мелкие неравномерно распределенные карбиды (рис. 2,б). По их виду можно заключить, что бейнит присутствовал до отжига на зернистый перлит. Более крупные карбидные частицы располагаются по границам первичного аустенитного зерна.

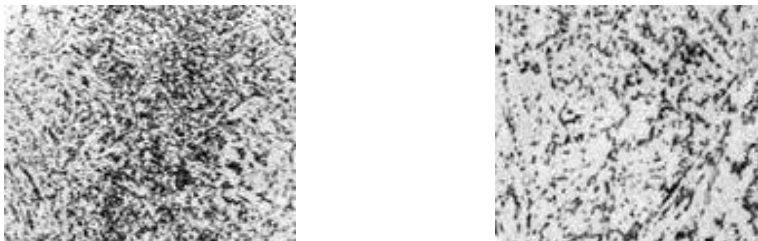


Рис. 2. Микроструктура стали 4X5MFC после отжига:
а – х 500; б – х 1500

Твердость сталей составила НВ 241. Уменьшение твердости и прочности стали при отжиге достигается за счет обособления в структуре карбидной и ферритной фаз, коагуляции карбидов и приобретения ими глобулярной (зернистой) формы. Чем крупнее включения карбидов и чем ближе их форма к глобулярной, тем меньше твердость стали после отжига.

Структура стали 4X5MFC после различных видов окончательной термической обработки представлены в табл. 3.

В результате исследования микроструктур, полученных при различных видах окончательной термической обработке, установлено, что двукратный отпуск является наиболее эффективным видом термической обработки стали 4X5MFC.

Двукратный отпуск приводит к снижению закалочных напряжений и содержания остаточного аустенита в структуре. При этом протекают процессы карбидного упрочнения и частичной сфероидизации карбидов. Количество проводимых отпусков после закалки на отечественных заводах обычно равно двум, на зарубежных, как правило, трем. Проведение двух- или трехкратного отпуска после закалки в интервале температур 560-580 °С с выдержкой 2,0 часа приводит к образованию тонкодисперсной структуры троостита с равномерным распределением карбидов.


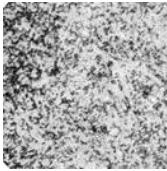
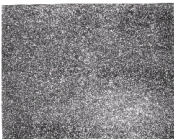
Структура стали обеспечивает необходимый комплекс свойств инструмента. Структура стали после окончательной термической обработки подтверждает предположение о возможном частичном распаде аустенита по бейнитному механизму. В сталях наблюдается однородная зернистая микроструктура троостита отпуска (табл. 3).

Механические свойства исследуемых сталей в зависимости от температуры отпуска представлены в табл. 4 и 5. Режим термической обработки: нагрев под закалку до температуры 1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; однократный или двукратный отпуск при выдержке в течение 2 ч, охлаждение на воздухе.

Анализ механических свойств особенно ударной вязкости показал, что в сталях 4X5MФC и 4X5MФ1C она составляет 42,5-44,3 и 38,7-40,7 Дж/см² соответственно. Это связано с применением более мягкого охлаждения при закалке инструмента из сталей, что обеспечивает сниженный уровень закалочных напряжений.

Т а б л и ц а 3

Микроструктура стали 4X5MФC

Режимы термической обработки	Твердость, HRC	Микроструктура	Описание микроструктуры
1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; 550° С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе	54-55	 x1500	Различимы исходные мартенситные иглы. Только относительно крупные карбидные выделения выявляются как стержни или пластины. Границы первичных зерен аустенита определяются по темным крупным карбидным выделениям (левая сторона микрошлифа).
1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; 650° С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе	36	 x1500	Содержит множество карбидных фаз. Частично эти выделения располагаются рядами. С правой стороны микрофотографии — крупные карбиды, которые не растворились в процессе аустенизации
1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; двукратный отпуск при температуре 580 - 620 °С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе	49-51	 x100	Тонкодисперсная структура троостита с равномерным распределением карбидов

В результате фрактографического анализа разрушенных образцов было установлено, что фрактограммы поверхностей разрушенных образцов сталей 4X5MФC при используемой температуре отпуска происходило по вязкохрупкому механизму с характерным волокнистым строением излома в отличие от температур отпуск до 550 °С – хрупкий механизм разрушения.

Механические свойства стали 4X5MФC в зависимости от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	HRC
550	1420	1670	10	50	56	54-55
650	960	1080	15	60	79	36
двукратный 580-620	1350	1490	13	53	42,5-44,3	49-51

Механические свойства стали 4X5MФ1C в зависимости от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	HRC
500	1490	1860	8	25	20	55
600	1470	1620	10	46	44	50
двукратный 580-620	1350	1490	13	53	38,7-40,7	49-50

Выводы

Показано, что для сталей 4X5MФC, 4X5MФ1C повышенное содержание легирующих элементов, образующих карбиды, устойчивых к растворению при аустенизации, повышает критическую скорость закалки.

Проведенные исследования показали, что сталь 4X5MФC с содержанием хрома на верхнем уровне (5,5%) и пониженной концентрацией молибдена (до 0,9%) обладает высокотемпературной прочностью, высокой стойкостью по твердости и высокотемпературной износостойкостью, т.е. обеспечивают высокий срок службы инструмента.

Стали подвергнутые оптимальным режимам термической обработки удовлетворяют требованиям, предъявляемым к матрицам высокого качества для прессования изделий из алюминиевых сплавов.

Установлено, что сталь 4X5MФC характеризуется высокотемпературной вязкостью – свойством, которое позволяет избежать горячего растрескивания, т.е. трещин, возникающих вследствие напряжений, которые в первую очередь развиваются в инструментах с глубокими полостями на внутренних углах и на ребрах, и распространяются в глубину (в противоположность разгарной сетки).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Можарова Г.Е., Баглюк, Г.А., Довиденкова А.В. Производство изделий из порошков цветных металлов. К.: Тэхника, 1989. 120 с.
2. Перспективные технологии легких и специальных сплавов / К 100 летию со дня рождения академика А.Ф. Белова. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. 432 с.
3. Фатеев В.И. Технологические основы повышения стойкости полых пуансонов для горячего деформирования осесимметричных поковок: автореф. дис. док. тех. наук: 05.03.05 / Фатеев Вячеслав Игоревич. - Тула, 2009. - 40 с.
4. Богданова Т.А., Перебоева А. А., Третьякова Л. П. [и др.] Исследование структуры и свойств штамповых инструментальных сталей // Вестник СибГАУ. 2009. №2. С. 239-241.
5. Клячко Л.И., Уманский А.М., Бобров В.Н.. Оборудование и оснастка для формирования порошковых материалов. М.: Metallurgy, 1986. 336 с.
6. Быконя Л. А. Модифицирование штамповых сталей для горячего деформирования высокодисперсными порошками : автореф. дис. ... канд. тех. наук: 05.16.06 / Быконя Людмила Александровна.- Красноярск, 1995.- 19 с.
- 7.Перебоева А. А., Усынина Г. П., Окладникова Н. В. [и др.] Исследование влияния технологии изготовления заготовок прессового инструмента на их качество. // Известия вузов. Черная металлургия. 1999. № 3. С. 41–44.
8. Богданова Т. А., Третьякова Л. П., Биронт В. С. [и др.] Разработка технологии получения поковок из инструментальных сталей для прессовых матриц // Вестник СибГАУ. – 2008. Вып. 2 (19). С. 156–159.

Nikitin Yu.N., Milakov V.I. Investigation of structure and mechanical properties of tool steel die 4X5MΦC

The questions connected with increase of long durability of the stamp tool are considered. The material for research has been selected and the research methodology has been developed. A strengthening heat treatment is proposed. Presented calculation data of the critical quenching rate. The influence of alloying elements on the critical cooling rates at quenching and the formation of structure and mechanical properties in die tool steel for hot deformation of 4X5MΦC are considered. The comparative analysis of steels 4X5MΦC and 4X5MΦ1C is executed.

Keywords: *die tool steel, the critical velocity RMS-hardening, structure, properties, thermal cycling, thermal cycling interval.*

Никитин Юрий Николаевич – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: получение новых материалов со специальными свойствами из отходов промышленности.

e-mail: kaf_mater@mail.ru

Милаков Виктор Иванович - магистрант Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: разработка и совершенствование технологии термической обработки штамповых сталей.

e-mail: kaf_mater@mail.ru

Металлургия и материаловедение

Nikitin Yuriy - candidate of Sciences (Engineering), associate Professor Vladimir Dalh Lugansk National University, Lugansk. Scientific interests: obtaining new materials with special properties from industrial waste.

e-mail: kaf_mater@mail.ru

Milakov Viktor Ivanovich - undergraduate Vladimir Dalh Lugansk National University, Lugansk. Scientific interests: obtaining new materials with special properties from industrial waste.

e-mail: kaf_mater@mail.ru

Статья поступила

15 января 2018 г.

© Никитин Ю.Н., Милаков В.И., 2018

УДК 621.382; 535.376

Войтенко В.А.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ
УДАРНОЙ ИОНИЗАЦИИ И УДАРНОМ ВОЗБУЖДЕНИИ В
P-N-ПЕРЕХОДЕ, ВКЛЮЧЕННОМ В ОБРАТНОМ
НАПРАВЛЕНИИ**

Voytenko V.A.

**INVESTIGATION OF ELECTROLYUMINESCENCE IN SHOCK
IONIZATION AND SHOCK EXCITATION IN THE P-N-
JUNCTION INCLUDED IN THE REVERSE DIRECTION**

Рассмотрено оборудование для исследования электролюминесценции при быстро протекающих процессах ударной ионизации в р-п-переходе, включенном в обратном направлении. Предложена методика проведения исследований влияния различных легирующих примесей на яркость, спектральный состав и длительность электролюминесценции при лавинном пробое р-п-перехода. Приведены некоторые результаты исследования электролюминесценции в полупроводниках при лавинном пробое обратно смещенного р-п-перехода.

Ключевые слова: электролюминесценция, лавинный пробой, полупроводниковые материалы, легирующие примеси, р-п-переход, диссектор, электролюминесцентный прибор.

Введение

Несмотря на большой прогресс в технологии производства светоизлучающих инжекционных диодов на основе твердых растворов *AlGaInN*, излучающих в зеленом, синем, фиолетовом и ближнем ультрафиолетовом диапазоне спектра оптического излучения, в настоящее время практически невозможно изготовить полноцветные конкурентоспособные плоские матрицы для применения в качестве телевизионных экранов и дисплеев, выпускаемых в массовом количестве [1, 2]. Причиной этого является то, что получение эпитаксиальных структур на основе *AlGaInN* возможно пока что только на дорогостоящих и малотехнологичных подложках из монокристаллического *GaN*, *SiC* и некоторых других, менее подходящих по типу и

Металлургия и материаловедение

периоду кристаллической решетки [3, 4]. Получение цельных пластин монокристаллических GaN и SiC с требуемой площадью поверхности все еще является технически неосуществимым [5]. Поэтому в настоящее время основными материалами для изготовления полноцветных графических матриц являются полупроводниковые сульфиды металлов, легированные металлами и галогенами, излучающие оптическое излучение в режиме предпробойной электрической люминесценции. Наиболее дешевыми и перспективными из таких полупроводниковых материалов являются соединения типа $ZnS:Cu$, $ZnS:Mn$, $ZnS:Cl$, также более сложные составы $ZnS:Cu, Mn, Cl$ [6, 7]. Недостатком предпробойной электролюминесценции является сравнительно малая яркость свечения, меньшая в сотни и тысячи раз по сравнению с яркостью инжекционных светоизлучающих диодов. Несмотря на это, по мнению автора, представляет научный и практический интерес исследование полупроводниковых материалов на основе соединений $A_{II}B_{VI}$ в режиме лавинного пробоя. Ожидается, что соединения, хорошо зарекомендовавшие себя в устройствах с предпробойной электролюминесценцией, такие как $ZnS:Ag$, $ZnS:Cu$, $ZnS:Mn$, $ZnS:Al$, полученные путем введения в исходную шихту ZnS солей металлов $AgCl$, $MnCl_2$, $Mn(NO_3)_2$, $Cu(NO_3)_2$ и др. в различном процентном соотношении для активации ZnS , могут обеспечить большую яркость свечения в режиме лавинного пробоя.

Целью работы является получение и исследование электролюминесцентных структур на основе соединений $A_{II}B_{VI}$ в режиме лавинного электрического пробоя.

Методика исследования

Исходные материалы на основе ZnS были получены путем возгонки в тигле шихты ZnS с добавлением хлоридов или нитридов металлов Ag , Cu , Mn , Al в количестве от 0,1 до 10%. Возгонка осуществлялась на универсальном вакуумном посту ВУП-2К в среде гелия. Предварительно вакуумная камера ВУП-2К откачивалась в течение 40 минут форвакуумным насосом, после чего еще 20 минут при помощи диффузионного пароструйного насоса до давления порядка 10^{-5} Па. После этого откачка прекращалась, и вакуумная камера заполнялась гелием до давления порядка 300 кПа. Возгонка осуществлялась в кварцевом тигле, изготовленном из отрезанной от пробирки из кварцевого стекла нижней части длиной 20 мм. В качестве нагревателя использовалась вольфрамовая проволока диаметром 1 мм, намотанная в виде спирали на поверхность тигля. Возгонка проводилась в течение часа при температуре в диапазоне 1200 – 1500°C. В

процессе возгонки образовывались соединения серы с металлами (например, CuS), введенными в виде активационных добавок в виде солей.

Другим способом введения в тонкий слой ZnS , полученный путем вакуумного термического испарения на подложках из слюды с предварительно напыленным слоем алюминия в качестве электрода, являлся способ зонной перекристаллизации слоя ZnS после напыления в вакууме на него соли активатора. При зонной перекристаллизации происходило поверхностное взаимодействие соли металла со слоем ZnS , в результате чего образовывались сульфиды металла активатора. Перекристаллизация проводилась под слоем соли металла, являющейся флюсом, который не позволял ZnS возгоняться. Температура процесса подбиралась визуально по критерию сохранения внешней пленки флюса. Для зонной перекристаллизации использовался ВУП-2К с помещенным внутрь вакуумной камеры механизмом подачи образца с приводом от шагового двигателя с редуктором и винтовой передачей, управляемого при помощи микроконтроллера и планшетного компьютера. Перекристаллизация осуществлялась при скоростях движения образца относительно кольцевого нагревателя 0,5; 1 и 1,5 мм/мин.

Напыление алюминия осуществлялось путем его термического испарения в вакууме для формирования электрического контакта на поверхности подложки из слюды. Слой $ZnS:Me$ получался таким же термическим испарением (возгонкой) в вакууме. Для этого была использована японская установка для напыления пленок, которая позволяла за один цикл от качки получить до 8 образцов с последовательным напылением алюминия, $ZnS:Me$, алюминия. Для этого в установке предусмотрена возможность смены образцов и смены испарителей. Процесс напыления осуществлялся при достижении высокого вакуума порядка 10^{-6} Па. Для контроля вакуума в вакуумной камере установки использовался вакуумметр ВИТ-3.

Полученные описанными способами электролюминесцентные приборы исследовались на наличие электролюминесценции при приложении к ним напряжений, при которых возникал лавинный пробой. Поскольку при лавинном пробое возникает кратковременная электролюминесценция, то для ее регистрации были использованы быстродействующие вакуумные фотоэлектронные приборы: фотоэлектронный умножитель ФЭУ-114 и диссектор ЛИ602, обладающие коэффициентом усиления фототока (коэффициентом размножения электронов) не менее 500 000, а также временным разрешением порядка 20 пс. При помощи фотоэлектронного умножителя ФЭУ-14Б измерялась интегральная яркость электролюминесценции в диапазоне длин волн 250 – 850 нм, для чего при помощи оптического клея ПЭО-90К временно приклеивался исследуемый электролюминесцентный прибор. Т.к. ПЭО-90К затвердевает в течение суток, то его использование в

Металлургия и материаловедение

течение нескольких минут позволяло временно обеспечить хороший оптический контакт, после чего остатки эпоксидного клея удалялись при помощи метилового спирта.

ФЭУ-114 может также использоваться совместно с монохроматором для снятия спектра электролюминесценции при лавинном пробое, однако удобнее для этих целей использовать диссекторы ЛИ602, ЛИ604К и ЛИ610, предназначенные для регистрации слабых световых потоков в режиме счета отдельных фотонов. Так, диссектор ЛИ602 позволяет за время **0,1 – 1 мкс** сканировать спектр электролюминесценции, получаемой при помощи дифракционной решетки с разрешением 10 нм.

Для возбуждения в структуре электронно-эмиссионного полупроводникового устройства предпробойной электролюминесценции и при ударной ионизации в гетеропереходе, образованном твердым раствором **ZnS:Me**, необходимо создание напряженности электрического поля порядка 10^5 В/м (рис. 1). В результате этого развиваются процессы разгона электронов на пути свободного пробега с последующей ударной ионизацией, приводящих к резкому увеличению конструкции неравновесных носителей с последующей их излучательной рекомбинацией.

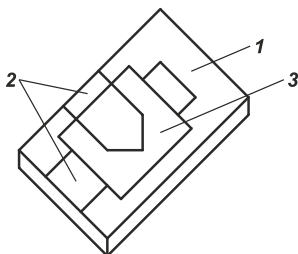


Рис. 1. Конструкция структуры электронно-эмиссионного полупроводникового устройства, работающего в режиме лавинного пробоя:

- 1 – подложка из слюды; 2 – электроды из **Al** толщиной порядка **20 ... 50 мкм**;
- 3 – слой **ZnS:Cu** толщиной порядка **10 ... 50 мкм**

Неконтролируемое распределение по объему пленки **ZnS** центров люминесценции и их конструкции делает процесс электролюминесценции стохастическим и сильно зависящим от предпробойной величины напряженности электрического поля. Поэтому для возбуждения электролюминесценции в пленках на основе **ZnS:Me** был использован генератор высо-

ковольтных импульсов, собранный по схеме блокинг-генератора, работающий на емкостную нагрузку, включенную последовательно электролюминесцентному прибору.

Результаты исследований

При проведении испытаний полученных электролюминесцентных приборов возник ряд проблем, связанных с их подключением к блокинг-генератору, а также обеспечению регистрации электролюминесценции. Также электропроводящие пленки алюминия, полученные путем термического испарения алюминия в вакууме, имели слабую адгезию к слюдяной подложке и низкую механическую прочность, что приводило к быстрому разрушению проводящей пленки при ее механическом контакте с подводящими питающее импульсное напряжение проводниками. Поэтому полученные электролюминесцентные приборы выходили из строя в течение одного подключения и измерения. Это не позволило набрать достаточной статистики результатов измерений. Попытки использования высокоомного проводящего клея для обеспечения долгосрочного электрического подключения электролюминесцентного прибора к измерительным устройствам не позволили в полной мере решить указанную проблему. Применение оптического клея для обеспечения оптического контакта между электролюминесцентным прибором и фотоэлектронным умножителем также приводило к разрушению тонких непрочных слоев алюминия и $ZnS:Me$. По указанным причинам не было возможности использовать еще менее прочные проводящие и оптически прозрачные пленки-электроды из SnO . Поэтому была возможность наблюдать электролюминесценцию только на краях проводящих металлических электродов, что во много раз уменьшило яркость регистрируемой электролюминесценции. Однако, поскольку лавинный пробой наблюдался в области максимальной напряженности электрического поля, находящейся на краях электродов, то было сложно оценить, какая часть электролюминесценции реально регистрируется. Несмотря на указанные проблемы, удалось получить спектры электролюминесценции для твердых растворов $ZnS:Cu$ и $ZnS:Mn$ при различных концентрациях активирующей добавки. Поскольку реальная концентрация вводимых атомов Cu и Mn неизвестна, т.к. не были проведены рентгеноструктурные исследования полученных пленок $ZnS:Me$, то достоверным является только процентное содержание солей металлов в исходной шихте при возгонке.

Металлургия и материаловедение

В качестве примера приведены усредненные по нескольким образцам спектры электролюминесценции, возникающие при лавинном пробое в пленках **ZnS:Me**, которые показывают, что спектр при лавинном пробое очень схож со спектром предпробойной электролюминесценции, но имеет в несколько раз большую яркость излучения (рис. 2), которая достигает максимума при 1%-ом содержании соли металла в исходной шихте **ZnS** при возгонке.

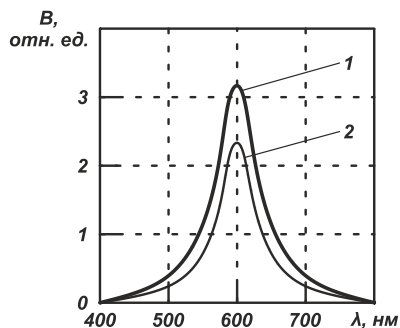


Рис. 2. Спектр электролюминесценции при лавинном пробое гетероперехода **ZnS:Mn**: 1 – поликристаллический; 2 – объемные кристаллиты

Фактическое содержание активатора в пленке **ZnS** может отличаться от указанной величины. Также установлено, что пленки, образованные крупными кристаллитами **ZnS:Me**, имеют более узкую полосу длин волн, на которую приходится максимум электролюминесценции, чем в случае поликристаллической структуры. Поскольку температура подложки в процессе формирования слоя **ZnS:Me** в разных случаях была различной, то структуру полученной пленки можно было определить только по завершении технологического процесса при помощи оптического микроскопа. Прозрачность пленки уменьшалась в случае поликристаллической структуры.

На рис. 3 приведены полученные спектры электролюминесценции **ZnS:Cu** при лавинном пробое для различной концентрации сульфида меди в исследуемых образцах.

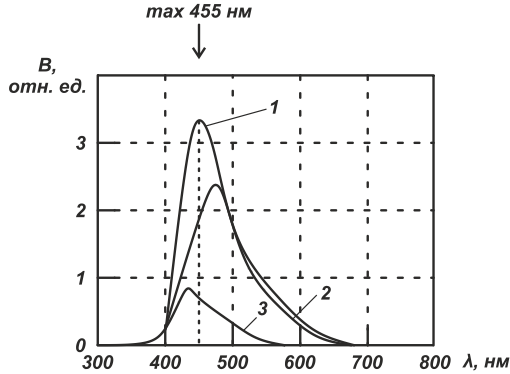


Рис. 3. Электролюминесценция $ZnS:Cu + P$ при лавинном пробое:
 1 – 0,1% CuS ; 2 – 0,2% CuS ; 3 – 0,3% CuS

При многократном лавинном пробое пленки $ZnS:Me$ яркость свечения электролюминесценции падала приблизительно в 3 раза по сравнению с яркостью первого пробоя (рис. 4). Предположительно это может быть связано с изменением количества центров люминесценции. Несмотря на то, что регистрирующее оборудование калибровалось по энергии сцинтилляций, а также по искровому разряду с известным энерговыделением, измерить с достаточной точностью яркость электролюминесценции в $Kд/м^2$ не удалось, поэтому все результаты регистрации яркости электролюминесценции носили качественный, сравнительный характер.

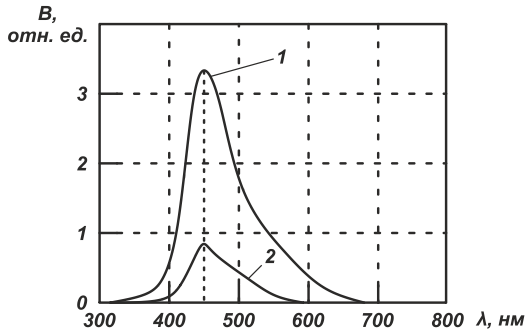


Рис. 4. Электролюминесценция $ZnS:Cu + P$ (1), при повторном лавинном пробое (2) через 0,1 с

Выводы

1. Среди опробованных способов введения активаторов в ZnS наилучшие результаты дал способ, основанный на добавлении требуемой

Металлургия и материаловедение

концентрации солей активатора в исходную шихту ZnS в процессе возгонки.

2. Установлено, что пленки $ZnS:Me$ позволяют получить значительную электролюминесценцию при их лавинном пробое. Для получения импульсов высокого напряжения с большой скоростью нарастания фронта напряжения удобно использовать блокинг-генератор, работающий на емкостную нагрузку, включенную последовательно электролюминесцентному прибору.

3. Полученные усредненные спектры электролюминесценции при лавинном пробое пленок $ZnS:Me$ со структурой из крупных кристаллов и мелких поликристаллов указывают на перспективность наноструктурированных пленок для изготовления электролюминесцентных приборов. Хорошие результаты получены для малой концентрации (порядка 1%) соли активатора в исходной шихте ZnS при возгонке. Сложность осуществления надежного долговечного контакта между проводящими пленочными электродами электролюминесцентного прибора и внешними проводниками требует дальнейшего поиска решений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бертрам Р., Рентюк В. Многокристалльные матричные светодиоды в smd-корпусах: преимущества в долгосрочной перспективе // Полупроводниковая светотехника. 2016. № 39. Т. 1. С. 34–38.

2. Туркин А. Гетероструктуры GaN от Plessey Semiconductors – технология, продукты, перспективы // Полупроводниковая светотехника. 2016. № 40. Т. 2. С. 42–46.

3. Физико-математическое моделирование работы лавинного фотодиода на основе AzB_5 гетероструктуры / М.А. Зиновьев, А.С. Дренин, Е.С. Роговский [и др.] // Электронная техника. Сер. 2: Полупроводниковые приборы. 2017. № 4 (247). С. 53–60.

4. Концевой Ю.А., Шамхалов Ф.И. Контроль материалов и структур в технологии GaN СВЧ транзисторов // Электронная техника. Сер. 2: Полупроводниковые приборы. 2017. № 3 (246). С. 10–14.

5. Электромагнитное моделирование, технология и изготовление СВЧ СЗМОШFET переключателей на AlGaIn/GaN гетероструктурах / А.С. Адонин, А.Ю. Евграфов, В.М. Миннебаев [и др.] // Микроэлектроника. 2017. № 6. С. 424–430.

6. Евсевичев Д.А., Максимова О.В., Самохвалов М.К. Программа моделирования работы тонкопленочного электролюминесцентного индикатора // Радиоэлектронная техника. 2015. №2 (5). С. 13–16.

7. Тищенко С.М. Новые электролюминофоры переменного поля на основе сульфида цинка, активированного медью и марганцем: дис. ...канд. техн. наук. Санкт-Петербург, 2009. 151 с.

Voytenko V.A. Investigation of electrolyuminescence in shock ionization and shock excitation in the p-n-junction included in the reverse direction.

The problem of obtaining and studying electroluminescent structures based on A_nB_{-n} compounds in the regime of avalanche electric breakdown is described. The equipment for the investigation of electroluminescence under fast-acting shock ionization processes

Металлургия и материаловедение

in a p-n-junction switched in the reverse direction is considered. A technique for investigating the influence of various doping impurities on the brightness, spectral composition, and duration of electroluminescence in the avalanche breakdown of the p-n-junction is proposed. Some results of the investigation of electroluminescence in semiconductors in the case of avalanche breakdown of an inversely shifted p-n-junction are given.

Keywords: *electroluminescence, avalanche breakdown, semiconductor materials, doping impurities, p-n-junction, dissector, electroluminescent device.*

Войтенко Владимир Афанасьевич – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: разработка новых методов и приборов исследования материалов и технологических процессов.

e-mail: vlvoytenko@gmail.com

Voytenko Vladimir – candidate of Sciences (Engineering), associate Professor Vladimir Dahl Lugansk National University, s. Lugansk. Scientific interest: developing of new methods and devices for the study of materials and processes.

e-mail: vlvoytenko@gmail.com

*Статья поступила
25 февраля 2018 г.
© Войтенко В.А., 2018*

**МАШИНОСТРОЕНИЕ И
МАШИНОВЕДЕНИЕ**

UDK 621.313: 664

Branspiz E.V., Branspiz M.Y.

**TO SOLVING OF THE PROBLEM DETERMINATION OF
SPEED OF ASYNCHRONOUS MOTOR DRIVE OF ECCENTRIC
MASS OSCILLATOR ROTATION**

Бранспиз Е.В., Бранспиз М.Ю.

**К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СКОРОСТИ ВРА-
ЩЕНИЯ АСИНХРОННОГО ДВИГАТЕЛЯ ПРИВОДА ДЕБА-
ЛАНСНОГО КОЛЕБАТЕЛЯ**

The article offers to use controllable vibration generators with two eccentric masses, which can change their relative positions, which allows to regulate the amplitude of their oscillations, as oscillators. It is shown that the problem of determination of asynchronous motor of vibrating drive for food production machines rotational speed can be brought to solving a fourth degree algebraic equation.

Keywords: oscillator of eccentric masses, vibration generator, asynchronous motor.

Introduction

Effective use of machines and equipment of food production requires strict coordination of these machines operating parameters and their electric drive [1-4]. This is especially relevant now, when re-equipment of national food industry factories with new equipment is taking place. This is also relevant for any equipment in which mismatch of parameters will lead to unnecessary mechanical stress, which makes the service life shorter or causes emergency conditions.

Such machines in food production include, in particular, machines based on the use of oscillations of working elements - bolting machines for cereals, vibrating mincing machine, etc. [1, 3].

Currently, mostly vibration generators of eccentric masses – oscillators are used as a source of oscillations in corresponding machines of food production.

The aim of the work is to show that the problem of determination of asynchronous motor of vibrating drive for food production machines rotational speed can be brought to solving a fourth degree algebraic equation.

Methods of the research

It is offered to use manageable vibration generators with two eccentric masses, which can change their relative positions, which allows to regulate the amplitude of their oscillations (it is maximal when the angle between eccentric masses is equal to zero and decreases practically to zero with the opposite symmetrical position of eccentric masses), as oscillators. Such controllable vibration generators have recently found wide application in various vibration technologies [5, 6]. They allow, when braking and starting up the machines, to remove excessive mechanical loads by reducing the amplitude of vibrations.

Results of the research

The rigorous analytical solution of the problem of calculating of rotational speed of drive for any eccentric masses oscillator of food production machines, driving of which is carried out with an asynchronous motor with known parameters, is given below.

The calculation is based on the fact, that in the steady-state operating mode of oscillator the mechanical moment of rotation resistance, which creates imbalance on the shaft, must be balanced by rotational moment that creates the electric motor – the condition of balance for mechanical moments [6-8] (fig. 1).

In general, both the rotational moment and the moment of resistance in a complex manner depend on the rotational speed of the motor shaft (angular velocity), which makes it difficult to find this angular velocity that corresponds to the condition of balance of these moments.

At present in practice a simplified approach to the determination of steady-state angular velocity of motor for the given oscillator, based on the linear approximation of real curve of the dependence of asynchronous motor moment on the rotation frequency [6, 7], is used, which is due to a significant error that is undesirable.

In this work the frequency of rotation of motor shaft speed with an eccentric mass on this shaft, which satisfies the condition of the balance of moments, is solved by finding the balance point by strict taking into account the dependences of the mentioned moments on the frequency.

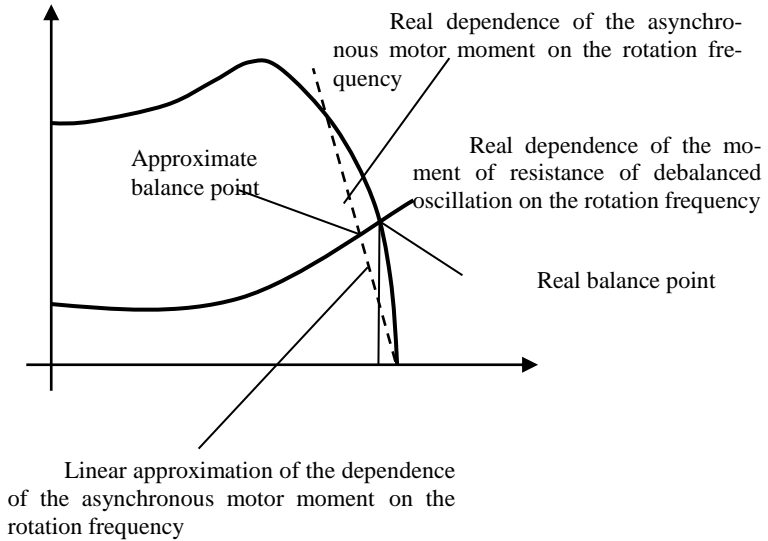


Fig. 1. To the determination of the balance point of moments on the asynchronous motor shaft

In this case for the moment of the oscillator resistance a known quadratic dependence it on the rotational frequency is taken:

$$M_C = k \cdot \omega^2, \tag{1}$$

here k – some constant, which depends on the eccentric mass, its dimensions, the friction coefficient in the bearings.

And for asynchronous motor a known dependence of the moment, which it creates, on the rotation frequency is taken [8]

$$M_E = \frac{\left(\frac{m_1}{\omega_1} \cdot U^2 \cdot R_2' \right)}{s \cdot \left[\left(R_1 + \frac{R_2'}{s} \right)^2 + \left(X_1 + X_2 \right)^2 \right]}, \tag{2}$$

Машиностроение и машиноведение

where in the numerator there are known electric parameters of the motor, in the denominator R_1 , R_2' , X_1 , X_2 – known active and inductive resistances of the motor windings, and s – the motor slipping, connected with the rotational frequency of the rotor ω by the ratio

$$s = 1 - \frac{\omega}{\omega_1}, \quad (3)$$

where ω_1 – known constant parameter (rotational frequency of the motor field).

Thus, to solve the stated problem it is necessary to solve the following equation expressing the condition of equality of moments:

$$\frac{\left(\frac{m_1}{\omega_1} \cdot U^2 \cdot R_2' \right)}{s \cdot \left[\left(R_1 + \frac{R_2'}{s} \right)^2 + \left(X_1 + X_2 \right)^2 \right]} = k \cdot \omega_1^2 \cdot (1-s)^2. \quad (4)$$

Putting symbols:

$$a = \left(\frac{m_1}{\omega_1} \cdot U^2 \cdot R_2' \right),$$

$$b = (X_1 + X_2)^2,$$

$$c = R_1,$$

$$d = R_2',$$

$$e = k \cdot \omega_1^2,$$

equation (4) can be rewritten to this form

Машиностроение и машиноведение

$$\frac{a}{s \cdot \left[\left(c + \frac{d}{s} \right)^2 + b \right]} = e \cdot (1-s)^2,$$

which after simple transformations can be rewritten to this form:

$$a \cdot s = e \cdot (1-s)^2 \cdot \left[s^2 \cdot (b+c^2) + s \cdot 2 \cdot d + d^2 \right],$$

which after the removing of parentheses gives the following algebraic fourth degree equation

$$s^4 \cdot (b+c^2) + s^3 \cdot 2 \cdot (d+b+c^2) + s^2 \cdot (d^2 + 4 \cdot d - b - c^2) + s \cdot (a/e + 2 \cdot d^2 - 2 \cdot d) - d^2 = 0. \quad (5)$$

According to the known method of solving of algebraic fourth degree equations [9] for the solving of equation (5) we make the substitution

$$s = x - \frac{2 \cdot (d+b+c^2)}{4 \cdot (b+c^2)}, \quad (6)$$

which allows us to write the following reduced equation

$$x^4 + A \cdot x^2 + B \cdot x + C = 0, \quad (5^*)$$

where A, B, C – constants, which are evaluated by a, b, c, d, e .

The solution of this equation is

$$x_{1,2,3,4} = \frac{1}{2} \cdot \left(\pm \sqrt{z_1} \pm \sqrt{z_2} \pm \sqrt{z_3} \right), \quad (7)$$

where signs before the radicals are chosen so that their multiplication gives a sign, which is opposite to the sign before the constant B , and $z_{1,2,3}$ is the roots of a cubic equation of the form

$$z^3 + 2 \cdot A \cdot z^2 + (A^2 - 4C) \cdot z - B^2 = 0. \quad (8)$$

It's analytical solution is known (Cardano formula) [9].

Thus, using Cardano formula for the roots $z_{1,2,3}$ of the cubic equation (8), we can receive four values $x_{1,2,3,4}$ from (7) of roots of the reduced equation (5 *), which give four values for slipping s from (6), from which we select only the real values, from which, in turn, we select the value s , which matches up to physical conditions of asynchronous motor working ($0 < s < 1$). Then knowing the value of slipping we determine the required angular velocity of rotation of the induction motor shaft.

$$\omega = \omega_1 (1 - s) .$$

Conclusions

- using of controllable vibration generators with two eccentric masses makes it possible to carry out a smooth control with amplitude of oscillations from zero to some maximum without a complicated readjustment of the vibration system;

- when determining the operating mode of eccentric masses oscillator drive of asynchronous motor of food production machines it is necessary to take into consideration the presence of a resistance moment on the motor shaft, which is in proportion to the square of the angular velocity of the shaft rotation;

- using of linear approximation of the electromagnetic rotational moment from the angular speed of rotation of the motor shaft gives an underestimated value of the steady-state angular velocity of rotation of the shaft on load (in operating mode);

- taking into consideration the real dependence of the electromagnetic rotational moment on the angular speed of rotation of the motor shaft when determining the steady-state value of the angular velocity of rotation of the motor shaft to the problem of solving the fourth degree equation;

- using of higher algebra methods makes it possible to receive analytical relation, by which it is possible to calculate the angular velocity of rotation of asynchronous motor shaft for its steady-state operation mode as a drive of eccentric masses oscillator with known parameters;

- the analytical relations, which were received, can be used as a base for the study of impact of changing of an asynchronous motor various parameters and a eccentric masses oscillator on the operating mode of the drive of eccentric masses oscillator of food production machines in general.

REFERENCES

1. Машины и аппараты пищевых производств. В 2 кн. Кн. 1 / С.Т. Антипов, И.Т. Кретов, А.Н. Остриков и др.; Под ред. акад. РАСХН В.А. Панфилова. М.:

Машиностроение и машиноведение

Высш. шк., 2001. 703 с.

2. Машины и аппараты пищевых производств. В 2 кн. Кн. 2 / С.Т. Антипов, И.Т. Кретов, А.Н. Остриков и др.; Под ред. акад. РАСХН В.А. Панфилова. М.: Высш. шк., 2001. 680 с.

3. Ивашов В.И. Технологическое оборудование предприятий мясной промышленности. Часть 1. Оборудование для убоя и первичной обработки. М.: Колос, 2001. 552 с.

4. Домарецький В.А., Остапчук М.В., Українець А.І. Технологія харчових продуктів / За ред. д-ра техн. наук, проф. А.І. Українця. К. НУХТ, 2003. 572 с.

5. Сердюк Л.И. Управляемые машины с дебалансными вибровозбудителями колебаний // Вибрации в технике и технологиях. 1998. №1(4). С. 31-35.

6. Бранспиз Е.В., Калмыков М.А., Перов Д.Л. К расчету угловой скорости вращения дебалансного вала управляемой вибрационной машины // Галузеве машинобудування, будівництво: Зб. наук. пр.– Полтава: Полт. держ. техн. ун-т ім. Юрія Кондратюка. 2000. Вип. 6. Ч. 1. С. 162-165.

7. Костенко Н.И., Осина Л.М., Сердюк Л.И. Исследование угловой скорости вращения дебалансного вала вибровозбудителя // Вибрации в технике и технологиях. 2000. №1(13). С. 48-51.

8. Иванов-Смоленский А.В. Электрические машины. М.: Энергия, 1980. 928 с.

9. Бронштейн И.Н., Семедьяев К.А. Справочник по математике для инженеров и учащихся втузов. М.: Наука, 1986. 544 с.

Бранспиз Е.В., Бранспиз М.Ю. К решению задачи определения скорости вращения асинхронного двигателя привода дебалансного колебателя.

В статье предлагается использовать в качестве колебателей управляемые вибровозбудители с двумя дебалансами, которые могут менять свое относительное положение, что позволяет регулировать амплитуду их колебаний. Показано, что задача определения скорости вращения асинхронного двигателя вибрационного привода машин пищевых производств может быть сведена к решению алгебраического уравнения четвертой степени.

Ключевые слов: дебалансный колебатель, вибровозбудитель, асинхронный двигатель.

Бранспиз Елена Владимировна – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: вибрационные технологии в машиностроении, механика.

e-mail: ebranspiz@mail.ru

Бранспиз Мария Юрьевна – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: дифференциальные уравнения, математическое моделирование процессов в электромагнитных системах, механика.

e-mail: mariya_branspiz@mail.ru

Машиностроение и машиноведение

Branspiz Elena – candidate of technical science, associate professor Vladimir Dahl
Lugansk National University, с. Lugansk. Scientific interests: vibration technologies in
mechanical engineering, equipment and technology of food industry, mechanics.
e-mail: ebranspiz@mail.ru

Branspiz Maria – candidate of technical science, associate professor Vladimir Dahl
Lugansk National University, с. Lugansk. Scientific interests: differential equations,
mathematical modeling of processes in electromagnetic systems, mechanics.
e-mail: mariya_branspiz@mail.ru

Статья поступила

27 февраля 2018 г.

© Бранспиз Е.В., Бранспиз М.Ю.

УДК 539.37

**Волков И.В., Ясуник С.Н., Хаустова А.В., Солодовник М.Д.,
Кузнецова М.Н.**

**ВИБРОЯВЛЕНИЯ НА КОНЕЧНОМ ЭТАПЕ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБОЛОЧКОВЫХ ДЕТАЛЕЙ
МЕТОДОМ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ**

**Volkov I.V., Yasunik S.N., Khaustova A.V., Solodovnik M.D.,
Kuznetsova M.N.**

**VIBRATION DETECTION AT THE FINAL STAGE OF
MANUFACTURE OF SHELL PARTS BY THE METHOD OF
ROTARY EXTRACTION**

Исследованы причины вибрационных явлений при производстве оболочковых конструкций. Предложено новое устройство, обеспечивающее двухсторонний (удерживающий) контакт ролика с оболочкой. Проведено аналитическое исследование технологии формообразования. В основе математической модели приведено дифференциальное уравнение в частных производных относительно функции прогиба. Структура решения представляет колебания с возрастающей амплитудой. Определены критические кинематические режимы процесса, приводящие к вибрационным явлениям.

Ключевые слова: оболочка, формообразующий ролик, ротационная вытяжка, пластическая деформация, вибрация

Введение

Как известно [1], производственная технология изготовления оболочковых изделий начала интенсивно развиваться в последнее тридцатилетие, в связи с запросами, в основном, оборонной промышленности и, особенно, авиастроения. Прогрессивность производства состоит в практически стопроцентной ее безотходности. В связи с этим, назовем те изделия, которые получены из круговых металлических заготовок - это сопла реактивных двигателей, кожухи компрессоров и воздухозаборников, большинство изделий хозяйственной принадлежности и т.п. Материалом деталей в большинстве случаев являются малоуглеродистые стали, алюминиевые и жаропрочные сплавы, медь, латунь и т.д. Кроме оболочек с развертывающимися поверхностями можно получать оболочки с криволинейными образующими (гофрами) при помощи гидросуппорта, управляемого ЧПУ. На фото

Машиностроение и машиноведение

рис.1 показана «сложная» оболочка полученная таким способом на модернизированном станке (рис.2) в котором предложена двухроликковая система формообразования, главное предназначение которой состоит в уменьшении вибрационных воздействий на сложных этапах изготовления оболочек. При этом конструктивно предусмотрена несложная переориентация роликов в осевом направлении (вдоль осей X, Y).

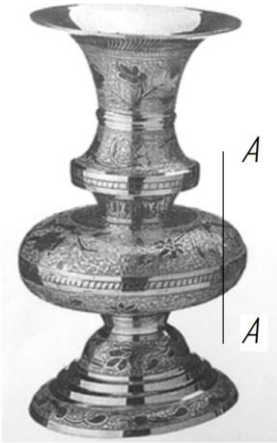


Рис. 1. Одна из сложных изготовленных оболочек

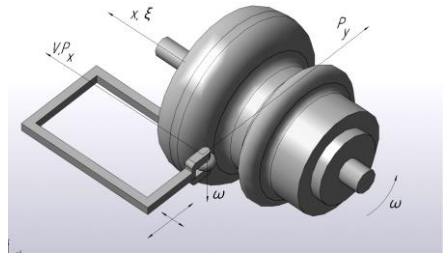


Рис. 2. Фрагмент разработанного узла формообразования

Целью работы является необходимость создания нового рабочего двухроликового узла с удерживающей двухсторонней связью, исключающей вибрационные явления на последних этапах производства оболочек.

Аналитическое обоснование устойчивости процесса проведено на соответствующем уравнении изгибных колебаний с нахождением критических значений амплитуд и недопущения резонансных режимов металлообработки.

Методика исследования

Для достижения упругопластического состояния заготовок при изготовлении оболочек, необходимо, прежде всего, исследовать силовое воздействие верхнего формообразующего и нижнего подпирającego роликов на оболочку, вращающуюся с угловой скоростью $\omega(t)$.

На рис. 3 показан один из сложных правых участков оболочки повернутый на 90° в окрестности эллиптической точки с максимальным радиусом кривизны R (сечение по углу θ) и минимальным радиусом кривизны ρ (сечение по углу φ)

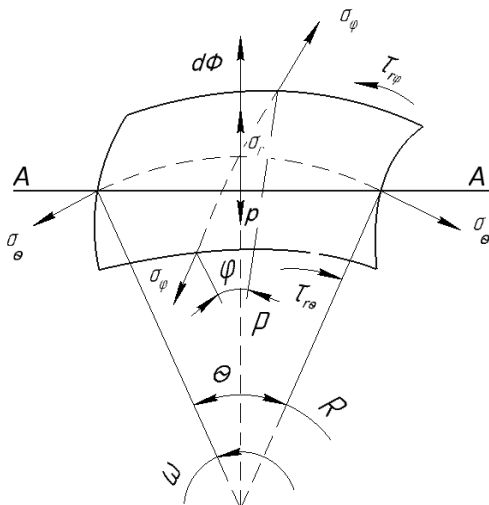


Рис. 3. Схема внутренних σ_i, τ_i и внешних $p, d\Phi$ усилий

Как следует из анализа экспериментальных данных и логики процесса, максимальные деформации, граничащие с пластическими, имеют место в эллиптических и гиперболических (с отрицательной кривизной) точках, а соответствующие напряжения эквивалентны напряжениям в узкой кольцеобразной полосе, где при сравнительной высокой скорости вращения происходит ее изгиб и превращение в волнообразную форму, как образующий элемент оболочки.

Естественно, на первом этапе исследования напряженного состояния необходимо иметь в виду, что критическое значение угловой скорости, при которой появляются пластические деформации заготовки, определяются формулой

$$\omega = \sqrt{\frac{2\pi\sigma_T h}{m} \ln \frac{R}{r}}, \quad (1)$$

где r - радиус зажима,
 m - масса заготовки,

смысл остальных параметров раскрывается ниже.

Далее, систему дифференциальных уравнений по определению напряженного состояния элементарного участка в сечении по углу θ рис. 3 представим в виде

$$\frac{\partial}{\partial r}(r\sigma_r) - \sigma_\theta + \frac{\partial \tau_{r\theta}}{\partial \theta} = 0 \quad (2)$$

$$\frac{\partial \sigma_{\theta}}{\partial \theta} + r \frac{\partial \tau_{r\theta}}{\partial r} + 2\tau_{r\theta} = 0, \quad (3)$$

при условии пластичности

$$(\sigma_r - \sigma_{\theta})^2 + 4\tau_{r\theta}^2 = 4k^2, \quad (4)$$

где $k \approx \frac{1}{2} \sigma_T$ а σ_T - напряжение, соответствующее началу пластической деформации. Совокупность последних трёх уравнений приводится к дифференциальному уравнению относительно определяющего касательно-го напряжения $\tau_{r\theta}$,

$$\frac{\partial^2 \tau_{r\theta}}{\partial r^2} + \frac{3}{r} \frac{\partial \tau_{r\theta}}{\partial r} - \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 \tau_{r\theta}}{\partial \theta^2} = \frac{2}{r} \frac{\partial^2}{\partial r \partial \theta} \sqrt{k^2 - \tau_{r\theta}^2}. \quad (5)$$

В качестве граничных условий необходимо взять нулевые значения $\tau_{r\theta}$ на верхней и нижней поверхностях оболочки, т.е.

$$\tau_{r\theta} = 0 \quad \text{при} \quad r = R \pm \frac{h}{2}, \quad (6)$$

где h – толщина заготовки.

Следует отметить, что $\tau_{r\theta}$ принимает максимальное значение при $r = R$ т.е. в области срединной поверхности.

Вычислив $\tau_{r\theta}$, определяем остальные компоненты напряженного состояния в меридиональном сечении.

Для определения недостающего напряжения в широтном сечении по углу φ можно сразу воспользоваться формулой Лапласа в теории оболочек [2].

$$\frac{\sigma_{\theta}}{R} + \frac{\sigma_{\varphi}}{\rho} = \frac{P}{h}, \quad (7)$$

где P – внешнее силовое воздействие на заготовку.

Очевидно, что полученное поле внутренних напряжений создаёт момент упругого сопротивления $M_{упр.} = \sigma_T \frac{bh^2}{6}$ внешним воздействиям со

Машиностроение и машиноведение

стороны формообразующего ролика на вращающуюся заготовку с момен-

том $M_T = \sigma_T \frac{bh^2}{4}$ (b – ширина загиба).

Оба значения моментов вычислены из общей формулы

$$M = k_{1,2} \int_F \sigma_T \cdot h \cdot dF, \quad (8)$$

где dF – площадь элементарного сечения.

Значения моментов приведенных выше позволяют представить условие пластичности, при котором происходит формообразование, в виде

$$M_{упр} \approx \frac{2}{3} M_T. \quad (9)$$

Определяющим внешним воздействием для заготовки является «бегущее» контактное давление P со стороны внешнего формообразующего ролика и внутреннего поджимного ролика, контакт которого смещен в противоположном направлении по отношению к внешнему ролику не менее чем на толщину h , эквивалентную длине миниконсоли заготовки шириной b для ее пластического загиба.

Кроме контактного давления учитывается и инерционная составляющая

$$d\Phi = \rho \omega^2 \iint r^2 \partial \theta \partial r, \quad (10)$$

где ρ – плотность материала.

Следует отметить, что соотношения составляющих контактного давления формообразующего ролика на заготовку, получены приближённо, сравнимы с многочисленными экспериментами [1] и имеют вид:

$$P_y > P_x = 0, 4P_y, \quad P_z \approx 0. \quad (11)$$

Очевидно, что соотношения (11) необходимы для определения энергетических параметров станка и позволяют сравнивать результаты аналогичных усилий реза при традиционной токарной обработке.

Изготовление стальных (жестких) оболочек требует снижения значений σ_T кольцевым прогревом заготовок.

Новые технологические тонкости ротационного производства продолжают совершенствоваться в учебных лабораториях Далеvского университета на базе научного направления, предложенного и развитого в свое время профессором Могильным Н.И., а аналитическое обоснование нового способа формообразования оболочек базируется на фундаментальных разработках [2] и представлено ниже.

Машиностроение и машиноведение

2. Как свидетельствуют эксперименты и производственное изготовление оболочек по прежней технологии, при движении ролика вдоль ее профиля начинали проявляться и усиливаться вибрационные явления, отрицательно влияющие на устойчивость и качество формообразования, что было самым неожиданным явлением, когда оболочка “уходила” от ролика (выпрыгивала) с остановкой процесса изготовления. Практически невозможно перечислить количество попыток для устранения этого технологического несовершенства. Повторимся, что в первой части статьи бегло описан новый способ формообразования, заключающийся в устройстве двухсторонней подвижной связи между оболочкой и внешним формообразующим совместно с внутренним поддерживающим роликами, синхронно движущимися по внешней и внутренней поверхности оболочки. Для детального аналитического описания устойчивости процесса приведем исходное динамическое уравнение изгиба одного из участков оболочки на длине $l_i < R - r$

$$\rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{\mu P_x}{2\pi R^2} - D \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + \left(\frac{P_x}{2\pi R} - \frac{2\mu D}{R^2} \right) \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \frac{12(1-\mu^2)}{h^2 R^2} w, \quad (12)$$

где $w(x, t)$ - искомый прогиб,

$$D = \frac{Eh^2}{12(1-\mu^2)} - \text{цилиндрическая жесткость оболочки,}$$

P_x - осевая составляющая контактного усилия со стороны ролика рис. 2, движущегося со скоростью v .

Непосредственное решение этого уравнения в частных производных составляет существенные затруднения. В связи с этим, осуществляя замену

$$x = \xi - vt, \quad (13)$$

приведем (12) к обыкновенному дифференциальному уравнению относительно $w(\xi)$

$$D \frac{d^4 w}{d\xi^4} + \left(\rho h v^2 + \frac{2\mu D}{R^2} - \frac{P_x}{2\pi R} \right) \frac{d^2 w}{d\xi^2} + \frac{12(1-\mu^2)}{h^2 R^2} w(\xi) D = \frac{\mu P_x}{2\pi R^2}. \quad (14)$$

Поскольку статический прогиб оболочки

$$w_{cm} = \frac{1}{4} \frac{l^4}{D} \frac{\mu P_x}{2\pi R^2}, \quad (15)$$

Машиностроение и машиноведение

то уравнению (14) можно придать окончательный вид, удобный для дальнейшего анализа

$$\frac{1}{4} \frac{d^4 w}{d\xi^4} + k_g \frac{d^2 w}{d\xi^2} + w = w_{cm}, \quad (16)$$

где в известных представлениях

$$k_g = \frac{\rho h v^2 l^2}{4D} = \sqrt{3(1-\mu^2)} \frac{R}{h} \left(\frac{v}{c}\right)^2, \quad (17)$$

параметр динамичности, а c - скорость звука в материале заготовки.

Известно, что уравнению (16) соответствует характеристическое уравнение

$$\lambda^4 + k_g \lambda^2 + 4 = 0, \quad (18)$$

корни которого определяют общее решение (16), а с учетом частного – полное решение исходного уравнения в виде

$$w = w_{cm} + e^{\lambda_1 \xi} (a \cos \lambda_2 \xi + b \sin \lambda_2 \xi), \quad (19)$$

что характеризует рост амплитуды при $\lambda_1 > 0$ и приближение процесса колебаний, особенно, на последних по длине этапах обработки, к резонансу ($k_g \approx 1$). Из (17) при $k_g = 1$ определяется значение критической скорости

$$v_{кр} = \frac{c}{\sqrt[4]{9(1-\mu^2)}} \sqrt{\frac{h}{R}}, \quad (20)$$

значительно превышающей технологически допустимые режимы, что даже в экспериментах по всей длине оболочки не допускалось, а соблюдение условия $v < v_{кр}$ обеспечивало устойчивость соответствующего процесса и смягчения вредных вибрационных явлений.

Результаты исследований

Представлено новое устройство формообразующего узла по производству оболочковых изделий. Новизной устройства является введение двухроликковой удерживающей системы в процессе упруго-пластической ротационной вытяжки заготовок. В качестве математической модели приведено дифференциальное уравнение в частных производных относительно функции прогиба. Структура решения динамического уравнения представляет

Машиностроение и машиноведение

колебания с возрастающей амплитудой, приводящие к вибрационным явлениям, которые устраняются предложенным устройством формообразования. Принятая математическая модель позволила определить недопустимые кинематические режимы обработки, приводящие к нежелательным вибрационным явлениям.

Выводы

1. 1. Исследованы причины вибрационных явлений при производстве оболочковых конструкций. Установлено, что таковыми являются силовые воздействия деформационного ролика ранее используемого рабочего узла с односторонним контактом.

2. 2. Для устранения недопустимых амплитуд колебаний предложено новое устройство, обеспечивающее двухсторонний (удерживающий) контакт роликов с оболочкой.

3. 3. Проведено аналитическое обоснование новой технологии формообразования с определением динамического прогиба оболочки и недопустимых кинематических режимов изготовления.

4.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Могильный Н.И., Могильная Е.П. Автоматизированная ротационная вытяжка оболочковых изделий // *Машиностроение*. 1998. №1. С. 12-18.

2. Огибалов П.М., Колтунов М.А. Оболочки и пластины. М: МГУ. 1969. 695 с.

3. Ильющин А.А., Ленский В.С. О соотношениях и методах современной теории пластичности // *Известия Северо-Кавказского научного центра высшей школы*. 1974. №3. С. 3-11.

Volkov I.V., Yasunik S.N., Khaustova A.V., Solodovnik M. D., Kuznetsova M. N. Vibration detection at the final stage of manufacture of shell parts by the method of rotary extraction.

The causes of vibration phenomena in the production of shell structures are investigated. A new device providing two-way (holding) contact of the roller with the shell is proposed. Investigated force shaping the upper and lower supporting rollers on the shell. An analytical study of the technology of shaping. The basis of the mathematical model given by differential equation in partial derivatives on the function of the deflection. The structure of the solution represents oscillations with increasing amplitude. The critical kinematic regimes of the process leading to vibration phenomena are determined. An analytical justification of the new forming technologies with the definition of the dynamic deflection of the shell and unacceptable kinematic modes of production

Keywords: shell, forming roller, rotary extractor fan, plastic deformation, vibration

Волков Игорь Владимирович – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: обработка деталей свободными абразивами.

e-mail: volnaana@mail.ru

Ясуник Светлана Николаевна – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: обработка деталей свободными абразивами.

e-mail: jsn@ukr.net

Машиностроение и машиноведение

Хаустова Анжела Викторовна – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: совершенствование технологических вопросов в машиностроении.

Солодовник Михаил Дмитриевич – кандидат физико-математических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: аналитические вопросы в технологии машиностроения.

Кузнецова Марина Николаевна – инженер Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: прикладные вопросы в технологии машиностроения.

e-mail: kuz_mari@rambler.ru

Volkov Igor – candidate of Sciences (Engineering), associate Professor Lugansk Vladimir Dalh National University, Lugansk. Scientific interests: treatment of parts with free abrasives.

e-mail: volnaana@mail.ru

Yasunik Svetlana – candidate of Sciences (Engineering), associate Professor Lugansk Vladimir Dalh National University, Lugansk. Scientific interests: treatment of parts with free abrasives .

e-mail: jsn@ukr.net

Khaustova Anzhela – candidate of Sciences (Engineering), associate Professor Lugansk Vladimir Dalh National University, Lugansk. Scientific interest: technical issues in mechanical engineering.

Solodovnik Mikhail – candidate of Sciences (Physics and Mathematics) associate Professor Lugansk Vladimir Dalh National University, Lugansk. Scientific interest: analytical issues in production engineering.

Kuznetsova Marina – engineer Lugansk Vladimir Dalh National University, Lugansk. Scientific interest: applied problems in production engineering

e-mail: kuz_mari@rambler.ru

*Статья поступила
28 февраля 2018 г.*

*© Волков И.В., Ясуник С.Н., Хаустова А.В.,
Солодовник М.Д., Кузнецова М.Н., 2018*

**ПРИБОРОСТРОЕНИЕ, МЕТРОЛОГИЯ И
ИНФОРМАЦИОННО-ИЗМЕРИТЕЛЬНЫЕ
ПРИБОРЫ И СИСТЕМЫ**

УДК 621.389; 621.763

Войтенко В.В., Комаров Н.В.

**ИЗМЕРЕНИЕ ВНУТРЕННИХ ХАРАКТЕРИСТИК
ПРОВОДЯЩИХ ПОРОШКОВЫХ И
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ
СПЕКАНИЕМ, ПО УРОВНЮ ТОКОВОГО ШУМА**

Voytenko V.V., Komarov N.V.

**MEASUREMENT OF INTERIOR CHARACTERISTICS OF
CONDUCTING POWDER AND COMPOSITE MATERIALS RE-
CEIVED BY SINKING, BY LEVEL OF CURRENT NOISE**

Рассмотрены электрофизические процессы, в результате которых при протекании через проводящий порошковый либо композиционный материал электрического тока возникают вероятностные флуктуационные процессы, приводящие к образованию токового шума, величина которого пропорциональна внутренним характеристикам материала. Предложено электронное устройство, реализующее способ измерения внутренних характеристик проводящих порошковых и композиционных материалов по уровню измеренного токового шума. Приведена методика проведения измерений и обработки полученных данных. Обсуждается область применения и ограничения предложенного способа измерений.

Ключевые слова: композиционный материал, порошковый материал, токовый шум, вероятность контактирования, электронное устройство.

Введение

Порошковые проводящие материалы применяются в технике благодаря высокой экономичности производства изделий из таких материалов, малым энергозатратам, высокой точности изготовления сложных изделий без необходимости или с минимальной последующей механической обработкой [1]. Композиционные материалы на основе металлических порошков и волокон железа, меди и других металлов находят все более широкое применение в качестве фрикционных материалов дисковых тормозов на автомобильном, железнодорожном и авиационном транспорте [2].

До настоящего времени наиболее широко используемым способом контроля внутренней структуры указанных материалов является разруша-

Приборостроение, метрология

ющий метод контроля, основанный на микроскопическом исследовании структуры специально изготовленных шлифов. Данный способ контроля дает наиболее точные и достоверные результаты, полученные прямыми методами измерений [3].

Среди косвенных методов контроля внутренней структуры композиционных материалов широко используются акустические эхо-метод и метод сквозного прозвучивания [4, 5]. Данные методы позволяют измерить скорость ультразвуковых волн в среде и величину рассеивания на различных длинах ультразвуковых волн. По скорости ультразвуковых волн в среде можно судить о ее плотности, а по величине рассеивания на разных длинах ультразвуковых волн – о пористости и размерах зерен внутренней структуры материала. Пористые, волокнистые и крупнозернистые композиционные материалы сильно поглощают ультразвуковые волны, поэтому данные методы неразрушающего контроля имеют ограничения по глубине прозвучивания. К тому же, изделие сложной формы, имеющее множество границ раздела сред, и следовательно, множественные отражения ультразвуковой волны, не могут контролироваться этими методами. Таким образом, актуальной является научно-техническая задача разработки метода контроля внутренней структуры проводящих пористых композитов и порошковых материалов, лишенного указанных недостатков.

Целью работы является обоснование нового способа контроля внутренней структуры проводящих порошковых и композиционных материалов по величине токового шума и разработка электронного измерительного устройства, реализующего этот способ.

Методика исследования

Для анализа электрофизических свойств проводящих композиционных и порошковых материалов составим схемы замещения для систем частиц порошка, находящихся в непосредственном контакте (рис. 1, а) и на некотором расстоянии (рис. 1, б). На рис. 1, а L_K – общая индуктивность контакта двух частиц; C – относительная емкость отдельной изолированной частицы относительно окружающего материала; R_n – переходное сопротивление на границе контакта. На рис. 1, б C_1 и C_2 – относительные емкости изолированных частиц относительно окружающего материала; C_K – емкость между частицами материала; R_N – сопротивление среды между частицами.



Рис. 1. Схемы замещения контакта двух частиц проводящего порошкового или композиционного материала:
 а – замкнутое состояние частиц; б – разомкнутое состояние частиц

Все указанные параметры схем замещения являются случайными величинами, и имеют для каждого конкретного проводящего порошкового или композиционного материала определенные значения математического ожидания m и среднеквадратичного отклонения G и подчиняются нормальному закону распределения случайной величины. Указанные параметры могут случайным образом изменяться под действием давления, температуры, влажности. В порошковых средах проводящих композиционных материалов с течением времени протекают сложные физические процессы, характеризующиеся случайными изменениями параметров во времени. В процессе спекания порошкового материала при одновременном воздействии давления и температуры возможно образование внутренних структур, состоящих из объединенных в единое целое частиц, а также частиц, испытывающих контакт через пленки оксидов и слои адсорбированных молекул кислорода и других газов. Это объясняется тем, что поверхности частиц исходного порошка не являются абсолютно чистыми, а также при прессовке часто используются связывающие вещества, которые в процессе термообработки разлагаются с образованием различных летучих соединений и газов [6].

Таким образом, проводящие порошковые и композиционные материалы не являются электрически однородной средой и имеют выраженную зависимость электрических параметров от их внутренней структуры. Причем, чем более плотную и однородную структуру имеют такие материалы, тем меньший уровень токовых импульсов наблюдается в случае приложения к рассматриваемому материалу постоянного либо переменного напряжения.

Как известно, токовый шум зависит от однородности структуры проводника или полупроводника. Для различных материалов коэффициент токового шума k_1 может находиться в диапазоне $0,1 \dots 100 \text{ мкВ/В}$ [1]. Наиболее удобным для регистрации токового шума является диапазон ча-

стот **60 ... 6000 Гц**, на который приходится 99% токового шума. Приложив к исследуемому образцу напряжение U , получим величину токового шума E_i в зависимости от степени однородности k_2 согласно предложенной эмпирической зависимости:

$$E_i = k_1 \cdot U \cdot k_2 \cdot \frac{V}{V_i}, \quad (1)$$

где V – объем образца; V_i – объем частицы порошка.

Рассмотрим причины образования токовых шумов в проводящих порошковых и композиционных материалах. Контакт частиц порошка или композита зависит от шероховатости поверхностей частиц, которая в зависимости от технологии получения частиц может иметь значения микронеровностей поверхности в диапазоне **0,01 ... 10 мкм** [6]. В результате этого площадь поверхности частиц порошка, находящаяся в соприкосновении, является случайной величиной и зависит от условий спекания. Характеризуем контактную поверхность плотностью распределения отклонений поверхности Δh , а также зададим их средними плоскостями поверхностей $m(h_1)$ и $m(h_2)$. Для определения площади соприкосновения с деформацией или без нее найдем плотность распределения для разности средних плоскостей (рис. 2) [7]:

$$\delta h = \Delta h_1 - \Delta h_2, \quad (2)$$

где Δh_1 и Δh_2 – соответственно отклонение точек первой и второй поверхностей от средних плоскостей.

Будем считать, что все точки, для которых $\delta h \leq 0$, являются точками контакта. Считая плотность распределения $W(\delta h)$ нормальной, получим нормальный закон распределения для $W(\delta h)$ [7]:

$$W(\delta h) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot D^{\frac{1}{2}} \cdot (\delta h)} \exp\left(-\frac{(\delta h - \Delta m)^2}{2D \cdot (\delta h)}\right), \quad (3)$$

где Δm – расстояние между средними плоскостями; D – дисперсия; $\sqrt{D}(\delta h) = \sqrt{2}\sqrt{D} \cdot (\Delta h)$.

Найдем вероятность контакта двух частиц порошка, проинтегрировав (3) в пределах от $-\infty$ (больших деформаций) до 0 (соприкосновения), которая заштрихована на рис. 3. Для этого произведем замену переменных в (3) с учетом $S_K = S_T P(\delta h \leq 0)$, где S_K – контактная поверхность; S_T – геометрическая площадь контакта.

Приборостроение, метрология

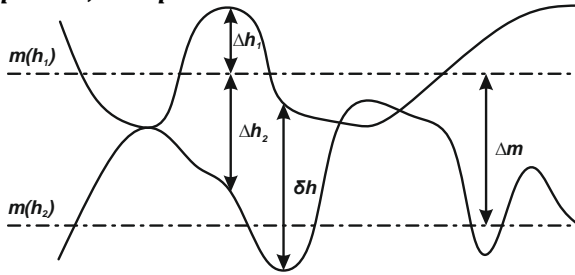


Рис. 2. Представление контактирующих поверхностей двух частиц порошка

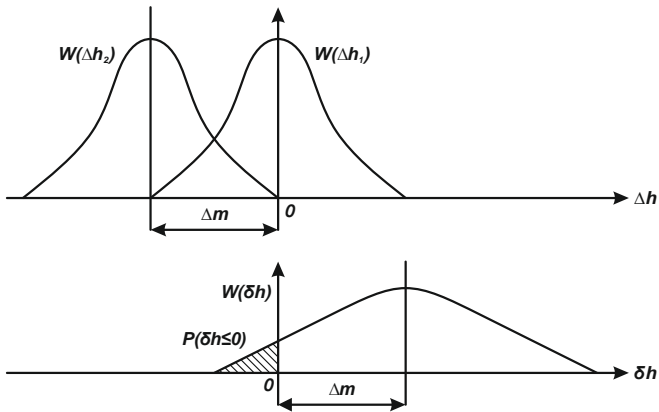


Рис. 3. Плотности распределения и плотность вероятности контакта частиц порошка

Так как вероятность деформации от δh до $\delta h + d\delta h$ равна $W(\delta h)d\delta h$, то площадь поверхности частицы, находящейся в таком состоянии [7]:

$$dS_{\delta h} = S_r W(\delta h) d\delta h. \quad (4)$$

Используя закон Гука, относительная деформация поверхности частицы $\frac{\Delta l}{l}$ на длине l из материала с модулем упругости E , с площадью поперечного сечения S под действием силы Q_K [7]:

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{1}{E} \cdot \frac{Q_K}{S}. \quad (5)$$

Или с учетом введенных ранее обозначений из (5) получим:

$$\frac{\delta h}{h_B} = \frac{1}{E} \cdot \frac{dQ_K \delta h}{dS_{\delta h}}, \quad (6)$$

где $dQ_K \delta h$ – часть общей силы, приходящейся на деформацию δh ; $dS_{\delta h}$ – площадь поверхности деформации δh ; h_B – высота выступов поверхности контактируемых частиц.

В результате преобразований (3) с учетом (4) и (6) получим выражение для контактной площади S_K , которое определяется силой прижатия Q_K , шероховатостью поверхности h_B и $\sqrt{D} \cdot (\delta h)$ и модулем упругости E :

$$S_K = 2Q_K \cdot \frac{h_B}{D^{\frac{1}{2}} \cdot (\delta h)} \cdot \frac{1}{E}. \quad (7)$$

Из анализа (7) следует, что увеличение размеров контактирующих частиц порошка приведет к увеличению количества выступов на контактирующих поверхностях и, как следствие, приложенная сила приведет к деформации высоких выступов, в результате чего вероятность соприкосновения участков поверхности уменьшится. Уменьшение площади контакта приведет к деформированию меньших по высоте выступов, поэтому поверхности при том же усилии сжатия сблизятся больше. Вероятность контактирования увеличится. Таким образом, S_K мало изменится при изменении S_r и будет определяться силой прижатия Q_K .

Параллельное и последовательное соединение множества контактирующих частиц порошка составит сопротивление всего образца, которое определяется площадью контакта S_K . Точное определение сопротивления образца, изготовленного путем спекания порошков, затруднительно. Приближенно для проводящих материалов на основе металлических волокон и порошков, согласно [7],

$$R_0 = \frac{k_2 \rho E h_B}{Q_K (1 - \mu)}, \quad (8)$$

где k_2 – коэффициент пропорциональности ($k_2 = 0,1 \dots 0,3$) зависит от пористости материала; ρ – удельное сопротивление материала порошка [Ом · мм]; E – модуль Юнга [Н/мм²]; μ – коэффициент Пуассона; Q_K – контактное нажатие, Н; h_B – высота выступов, мм.

Сопротивление R_0 зависит от силы Q_K , приходящейся на контактирующую поверхность S_K от общей приложенной к образцу силы в результате внутренних напряжений, возникающих при спекании. Также R_0 может зависеть от частоты приложенного к образцу напряжения, причем с ростом частоты сопротивление R_0 может уменьшаться.

Результаты исследований

Для контроля однородности проводящих порошковых и композиционных материалов по величине токового шума было разработано и использовано электронное устройство, функциональная блок-схема которого показана на рис. 4.

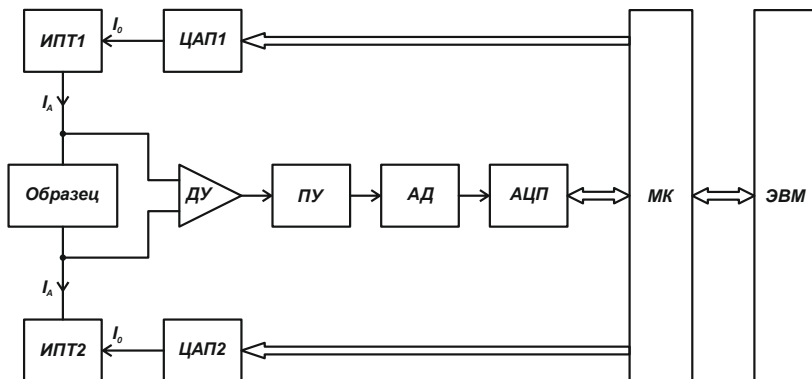


Рис. 4. Функциональная блок-схема электронного устройства для контроля однородности проводящих порошковых и композиционных материалов по величине токового шума

Электронное устройство (рис. 4) работает следующим образом. По команде ЭВМ микроконтроллер МК инициирует процесс измерений токового шума в исследуемом образце. Для этого он при помощи цифроаналоговых преобразователей ЦАП1 и ЦАП2 формирует опорные токи для источников постоянного тока ИПТ1 и ИПТ2, выполненных по схеме токового зеркала для вытекающего и втекающего токов соответственно. Ток I_1 , протекающий через образец, в 10^2 раз больше тока управления. Диапазон установки величины тока I_1 от 1 мА до 1 А с шагом установки 1 мА обеспечивается использованием 10-разрядных ЦАП. При протекании через образец постоянного тока, а также его флуктуации, связанной с неоднородностью структуры образца, падение напряжения на нем усиливается в дифференциальном усилителе ДУ, а затем в полосовом усилителе, имеющем полосу пропускания **60 ... 6000 Гц**. После этого токовый шум выпрямляется в амплитудном детекторе АД, после чего уровень шума преобразуется в 16-разрядном аналого-цифровом преобразователе АЦП в цифровой код, который передается микроконтроллером МК в ЭВМ для дальнейшей обработки, отображения и хранения. Полученные ЭВМ данные об уровне токового шума обрабатываются с учетом объема V образца, среднего объема частиц

порошка V_1 и коэффициента k_1 , зависящего от входящих в состав композита материалов. По результатам измерений токового шума определяется коэффициент неоднородности k_2 проводящего композиционного или порошкового материала, сложным образом связанный с размерами порошков и волокон исходных материалов, температурой, давлением и длительностью процесса спекания, а также химическим составом используемых связующих веществ.

Анализ опытных данных показывает, что для успешного контроля однородности порошковых материалов и качества их спекания по величине токового шума необходимо для каждого материала опытным путем определить коэффициент k_1 , а также установить коэффициент пропорциональности между величиной токового шума и контролируемым свойством получаемого материала. Для этого при разных давлениях и температурах спекания, а также разном времени спекания с использованием планирования многофакторного эксперимента получают образцы, структура которых исследуется под микроскопом, а также измеряется уровень их токовых шумов. Используя полученные таким образом регрессионные модели, можно с высокой точностью определить характеристики порошковых материалов по величине токовых шумов. Следует отметить, что анализ свойств порошковых материалов и композитов по величине токового шума более эффективен для высокопористых материалов с большими удельными сопротивлениями, т.к. величина токовых шумов в этом случае будет большой и точность измерений будет достаточно высокой.

Выводы

1. Установлено, что электрофизические свойства проводящих порошковых материалов и композитов сложным образом зависят от пористости материалов, размеров и состояния поверхности исходных порошков, давления, температуры и времени спекания.
2. Обоснована возможность контроля внутренних характеристик проводящих порошковых и композиционных материалов по их электрофизическим свойствам, которые могут быть оценены по величине токовых шумов.
3. Предложенное электронное устройство позволяет по величине измеренных токовых шумов в исследуемом материале, а также с учетом аппроксимационных моделей, отражающих связь между физическими свойствами материала, режимами спекания и токовыми шумами, определять внутренние характеристики порошкового или композиционного материала.
4. Обозначена область применения способа определения внутренних характеристик проводящих порошковых материалов по величине токовых шумов, в которую входят высокопористые и высокоомные материалы, ха-

Приборостроение, метрология

рактирующиеся высоким уровнем токовых шумов от 10^2 до 10^3 мкВ в диапазоне частот 60 ... 6000 Гц.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Контактные устройства резисторов из композиционных материалов. Ч.1: учебное пособие / С.В. Горелов [и др.]; Под ред. В.П. Горелова. М.-Берлин: Директ-Медиа, 2016. 255 с.
2. Исследование, разработка состава и технологии изготовления металлокерамических тормозных колодок / В.Я. Берент, О.Е. Осинцев, М.В. Забавина, И.И. Кирюшин // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 6. С. 30-37.
3. Батаев В.А., Батаев А.А., Алхимов А.П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей: учебное пособие. М.: Флинта: Наука, 2007. 224 с.
4. Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник / В.В. Клюев, Ф.Р. Соснин, В.Н. Филинов [и др.]; Под ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение, 1995. 488с.
5. Принципы построения аппаратно-программного комплекса для неразрушающего контроля композитных элементов конструкций авиакосмической техники [Электронный ресурс] / Л.И. Муравский, Т.И. Вороняк, Я.Л. Иваницкий [и др.] // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. 2017. № 1. URL: <https://doi.org/10.15407/tdnk2017.01.06>.
6. Жаропрочные дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе меди / Ю.В. Рязанцев [и др.] // Цветные металлы. 2004. №1. С. 59–61.
7. Рычина Т.А. Зеленский А.В. Устройства функциональной электроники и электрорадиоэлементов: Учебник для вузов М.: Радио и связь, 1989. 352 с.

Voytenko V.V., Komarov N.V. Measurement of interior characteristics of conducting powder and composite materials received by sinking, by level of current noise.

Schemes of substitution for closed and open particles included in composition and powder material are considered. A technique for determining the current noise-conducting material is described. Electrophysical processes are considered, which result in the occurrence of probabilistic fluctuation processes through the conductive powder or composite material of an electric current, leading to the formation of current noise, the magnitude of which is proportional to the internal characteristics of the material. An electronic device is proposed that implements a method for measuring the internal characteristics of conducting powder and composite materials in terms of the level of the measured current noise. The technique of measurements and processing of the obtained data is given. The scope and limitations of the proposed measurement method are discussed.

Keywords: composite material, powder material, current noise, probability of contact, electronic device.

Войтенко Валерий Владимирович – студент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: порошковые и композиционные материалы.

Приборостроение, метрология

e-mail: vlvoytenko@gmail.com

Комаров Николай Викторович – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: приборы и методы для получения и исследования материалов.

e-mail: micro.nano.electronics@gmail.com

Voytenko Valery – student Vladimir Dahl Lugansk National University, с. Lugansk. Scientific interest: composite materials.

Komarov Nicolay – candidate of Sciences (Engineering), associate Professor Vladimir Dahl Lugansk National University, с. Lugansk. Scientific interest: devices and methods for obtaining and study materials.

Статья поступила

25 февраля 2018 г.

© *Войтенко В.В., Комаров Н.В., 2018*

Войтенко Г.О.

**ТЕНЗОРЕЗИСТИВНЫЙ ДИНАМОМЕТР
ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ СТАТИЧЕСКОГО И
ДИНАМИЧЕСКОГО КОЭФФИЦИЕНТОВ ТРЕНИЯ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОСТОМ И
СЛОЖНОМ ОТНОСИТЕЛЬНОМ ДВИЖЕНИИ
ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ**

Voytenko G.O.

**TENSORISISTIVE DYNAMOMETER FOR MEASURING
STATIC AND DYNAMIC FRICTION FACTORS
OF COMPOSITE MATERIALS WITH SIMPLE AND COMPLEX
RELATIVE MOVEMENT
OF INTERACTING SURFACES**

Предложен двухкоординатный тензорезистивный динамометр, построенный на базе планшетного компьютера. Приведены результаты испытаний динамометра на шлифовальном станке, где в качестве обрабатываемого материала использован композит на основе медных и стальных волокон и порошков. На шлифовальном станке проведены измерения коэффициентов динамического трения при движении точек фрикционных поверхностей по простой и сложной траекториям. Обсуждается область применения разработанного двухкоординатного тензорезистивного динамометра.

Ключевые слова: тензорезистивный динамометр, термокомпенсационный датчик, планшетный компьютер, коэффициент трения.

Введение

В настоящее время активно ведутся исследования и внедряются в производство композиционные материалы, предназначенные для снижения трения скольжения в узлах трения, а также композиционные материалы, предназначенные для повышения коэффициента динамического трения во фрикционных устройствах различного назначения [1–4]. Поскольку не всегда точки взаимодействующих поверхностей совершают простое относительное движение, то актуальным является измерение статического и динамического коэффициентов трения при относительном движении фрикци-

онных поверхностей в плоскости взаимодействия. Для этих целей может быть использован двухкоординатный динамометр, обеспечивающий одновременное измерение зависимостей силы трения от скорости по координатам X и Y [5, 6]. Нашедшие широкое применение механические динамометры не обладают требуемым быстродействием и требуемой точностью измерений, хотя имеют простую и дешевую конструкцию. Наиболее перспективными являются тензометрические динамометры, обеспечивающие измерение нестационарных процессов трения с высокой точностью. В качестве тензорезистивных преобразователей могут быть использованы как пленки или фольги на основе константана, так и полупроводники на основе монокристаллического кремния [7, 8].

Универсальность и высокая доступность планшетных компьютеров, включая смартфоны, делает их весьма перспективными устройствами для обработки, хранения и визуализации данных измерений, полученных при помощи простых и дешевых внешних устройств. Поэтому разработка внешнего устройства для планшетного компьютера, выполняющего функции двухкоординатного тензорезистивного динамометра, является актуальной научно-технической задачей.

Целью работы является разработка функциональной схемы и алгоритма работы тензорезистивного двухкоординатного динамометра на базе планшетного компьютера для измерения коэффициентов статического и динамического трения фрикционных композиционных материалов на основе металлических волокон и порошков.

Методика исследований

Для исследования фрикционных свойств композиционных материалов на основе медных и железных волокон и порошков требуется измерение как статического, так и динамического коэффициентов трения во всем диапазоне рабочих скоростей. Причем эксплуатация узлов фрикционного взаимодействия возможна как в условиях простого, так и в условиях сложного относительного движения. При этом необходимо проведение измерений по крайней мере двух составляющих силы трения в плоскости фрикционного контакта. Кроме этого, для точного расчета коэффициентов статического и динамического трения потребуется измерение контактного давления в плоскости фрикционного контакта. Таким образом, для обеспечения работы двухкоординатного тензорезистивного динамометра необходимы три измерительных тензорезистивных датчика и девять термокомпенсационных датчиков, включенных в три измерительных моста. Наличие термокомпенсационных датчиков необходимо в связи с выделением тепловой энергии при фрикционном контакте. Для обеспечения высокой стабильности работы тензорезистивного динамометра питание измерительных мостов должно осуществляться от высокостабильных источников вытекающего и втекающего тока. Для усиления выходного напряжения тензорезистивных измерительных мостов должны использоваться прецизионные измерительные усилители.

Приборостроение, метрология

Выбор схемных решений двухкоординатного тензорезистивного динамометра был осуществлен по результатам имитационного моделирования в среде Multisim. Были выбраны схемы токовых зеркал, построенные на транзисторных сборках, обеспечивающих одинаковые характеристики используемых в схемах транзисторов. В качестве аналогового коммутатора был выбран интегральный коммутатор, построенный на МДП-структурах, который обладает высокой линейностью передаточной характеристики. В качестве источника опорного напряжения для 16-разрядного аналого-цифрового преобразователя использован истоковый повторитель на МДП-транзисторе.

Испытания двухкоординатного тензорезистивного динамометра проходили на шлифовальном станке, предназначенном для шлифовки пластин полупроводниковых и диэлектрических монокристаллических и поликристаллических материалов. Шлифовальный станок позволил реализовать как простое относительное движение (при неподвижном образце), так и сложное относительное движение (при вращении образца) точек взаимодействующих поверхностей. Кроме этого шлифовальный станок позволяет проводить измерение коэффициента динамического трения при различных силах прижатия взаимодействующих поверхностей и при разных скоростях вращения шлифовальника. Также возможно измерение сухого и мокрого трения, а также трения при наличии свободного абразива в зоне фрикционного взаимодействия. Оправка, на которой закрепляется исследуемый образец из композиционного материала, может охлаждаться с использованием водяного охлаждения, а также нагреваться при помощи электрического нагревателя.

Для получения образцов из композиционных материалов на основе медных и стальных нитей, волокон, стружки и порошков использовались следующие технологические операции. Предварительно подготовленная смесь металлических и неметаллических материалов прессовалась в форме, далее проводился высокотемпературный отжиг в среде водорода и аргона. Некоторые образцы спекались в вакууме путем нагрева при пропускании через образец электрического тока. Для этого использовалась установка для вакуумной пайки.

Результаты исследований

С учетом указанных выше требований была разработана функциональная блок-схема двухкоординатного тензорезистивного динамометра (рис. 1).

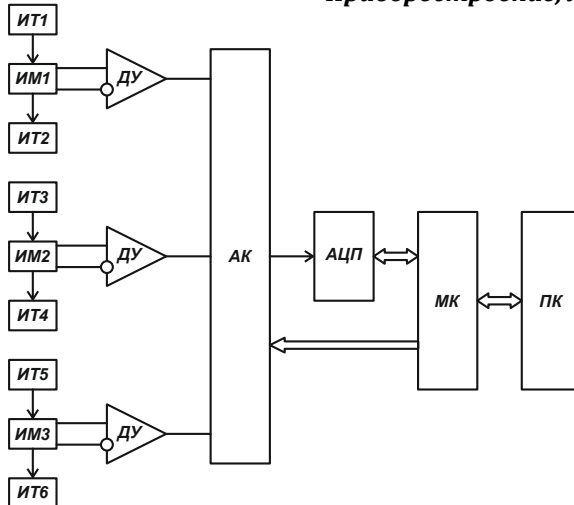


Рис. 1. Функциональная блок-схема двухкоординатного тензорезистивного динамометра: ИТ1, ИТ3, ИТ5 – источники вытекающего тока; ИТ2, ИТ4, ИТ6 – источники втекающего тока; ИМ1, ИМ2, ИМ3 – измерительные мосты; ДУ – инструментальный дифференциальный усилитель; АК – аналоговый коммутатор; АЦП – 16-разрядный аналого-цифровой преобразователь; МК – микроконтроллер; ПК – планшетный компьютер

Источники вытекающего и втекающего тока ИТ1-ИТ6, построенные по схеме токового зеркала, обеспечивают питание измерительных тензорезистивных мостов ИМ1-ИМ3 высокостабильным током. Выходные сигналы измерительных мостов ИМ1-ИМ3, предназначенных для измерения силы трения по осям X, Y, а также силы прижатия по оси Z, малы в связи с тем, что сопротивление тензорезистивных преобразователей в процессе измерения сил изменяется не более 1% от их сопротивления. Таким образом, для усиления дифференциальных выходных сигналов измерительных мостов ИМ1-ИМ3 использованы измерительные дифференциальные усилители ДУ производства фирмы Analog Devices типа AD620. Такие операционные усилители обладают высоким (до 10000) коэффициентом усиления при малом дрейфе параметров усилителя. Выходные сигналы дифференциальных усилителей ДУ поступают на входы аналогового коммутатора АК, который их коммутирует на вход 16-разрядного аналого-цифрового преобразователя АЦП последовательного приближения, обладающего высоким быстродействием. Управление процессом последовательного измерения сил по осям X, Y и Z управляет микроконтроллер МК, который подает соответствующие команды АК и АЦП и принимает от АЦП данные. Процесс измерений и расчетов осуществляется по команде, поступающей с планшетного компьютера ПК на микроконтроллер МК, который воспринимается ПК как внешнее стандартное HID-совместимое устройство.

Приборостроение, метрология

Схема согласования микроконтроллера с USB-портом обеспечивает работу микроконтроллера как внешнего стандартного HID-совместимого устройства. Согласование входных и выходных сигналов транзисторно-транзисторной логики микроконтроллера со стандартными логическими устройствами USB-порта планшетного компьютера осуществляется при помощи двух ограничительных и двух подтягивающих резисторов, а также двух стабилитронов. Такая схема обладает при максимальной простоте высокой надежностью.

В качестве тензорезисторов были испытаны тензорезистивные преобразователи пленочного типа из константановой фольги, обладающие малой тензочувствительностью, а также монокристаллические кремниевые тензорезисторы с тензочувствительностью, большей в среднем в 100 раз по сравнению с пленочными. Однако, несмотря на высокую тензочувствительность, кремниевые тензорезисторы обладали также высоким температурным коэффициентом сопротивления. Поэтому, учитывая то обстоятельство, что в процессе измерения динамической силы трения происходил нагрев как исследуемого фрикционного композита, так и конструктивных элементов, на которые наклеены тензорезистивные измерительные мосты, было решено использовать пленочные тензорезисторы на основе фольги из константана. Причем тензорезисторы измерительного моста, используемые для термокомпенсации моста, были наклеены в направлении, поперечном возникающим в измерительной пластине деформациям.

Калибровка тензорезистивного динамометра была выполнена с применением механического динамометра в статическом режиме. Отдельно было прокалиброваны каналы измерения сил по осям X, Y и Z. Для создания различных сил прижатия трущихся поверхностей были использованы стальные диски одинаковой, с точностью до 0,5 г, массой, позволяющие изменять силу прижатия с одинаковым шагом. Для калибровки тензорезистивного динамометра использовались стальной (сталь 40X) и алюминиевый диски, предварительно отшлифованные на этом же шлифовальном станке при помощи водной смеси и свободного абразива. Калибровка выполнялась для сухого трения и трения при наличии смазки VM-1. Полученные результаты хорошо согласовались с табличными данными. Более точная калибровка оказалась затруднительной в связи с зависимостью коэффициента трения композиционного материала от ряда его параметров, таких как химический состав, шероховатость, модуль Юнга, коэффициент Пуассона, а также от параметров проведения эксперимента: скорости относительного движения точек соприкасающихся поверхностей, температуры соприкасающихся поверхностей. На рис. 2 в качестве примера приведены полученные зависимости коэффициента динамического трения от скорости для двух исследованных образцов.

Испытания разработанного двухкоординатного тензорезистивного динамометра показали, что он может найти применение для измерения статического и динамического коэффициентов трения различных композицион-

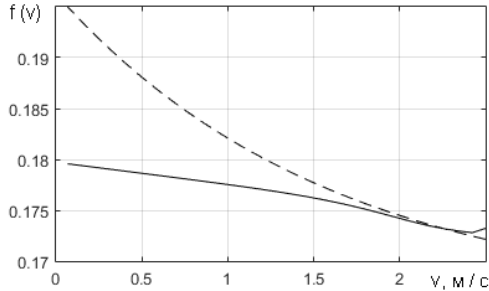


Рис. 2. Зависимости коэффициента динамического трения от скорости для образцов из композитов на основе: — железа; - - - меди

ных материалов, а не только изготовленных на основе металлов. Однако его применение наиболее удобно для проведения сравнительных исследований зависимости динамического коэффициента трения от процентного и химического состава композиционных фрикционных материалов на основе меди и железа, металлических волокон, стружки и порошков.

Выводы

1. Разработанный на базе планшетного компьютера двухкоординатный тензорезистивный динамометр позволяет проводить измерения статического и динамического коэффициентов трения при помощи специального приспособления на шлифовальном станке, на котором возможно реализовать как простое, так и сложное относительное движение трущихся поверхностей.

2. Испытания двухкоординатного тензорезистивного динамометра показали его пригодность для измерений статического и динамического коэффициентов трения композиционных материалов на основе меди и железа, предназначенных для использования в качестве фрикционных и антифрикционных материалов.

3. Разработанный динамометр может найти применение при исследовании зависимости статического и динамического коэффициентов трения композиционных материалов от их химического состава и процентного содержания компонентов смеси. Динамометр позволит изучать процессы при сухом трении и трении со смазкой, а также при наличии в зоне трения частиц свободного абразива или фрагментов изнашивания трущихся материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фрикционный композиционный материал Cu-SiC / Н.В. Севостьянов, И.Ю. Ефимочкин, В.В. Мурашева [и др.] // Конструкции из композиционных материалов. 2015. № 3 (139). С. 40–42.

Приборостроение, метрология

2. Шевелева Е.В. Применение композиционных материалов в узлах трения оборудования лесного комплекса. Актуальные проблемы лесного комплекса. 2017. № 48. С. 94–97.

3. Изготовление деталей узлов трения для пожарных центробежных насосов из композиционных материалов / А.В. Бурцев, Н.Н. Мичурова, В.А. Сопига // Современные фундаментальные и прикладные исследования. 2016. №4 (23). С.19–24.

4. Памфилов Е.А., Шевелев Е.В. Композиционные материалы в узлах трения технологического оборудования // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования. 2017. № 10. С. 28-32.

5. Справочник инженера по контрольно-измерительным приборам и автоматике / А.В. Калинин, Н.В. Уваров, В.В. Дойников. М.: Инфра-Инженерия, 2016. 564 с.

6. Гудков С.А., Кумарин А.А. Тензометрическая станция для испытания демпферов // Измерительная техника. 2015. № 10. С. 45–49.

7. Тензорезистивные преобразователи давления на основе сложнопрофилированных кремниевых мембран / Н.С. Земляничников, Н.Л. Данилова, В.В. Панков [и др.] // Нано- и микросистемная техника. 2013. № 4. С. 32–35.

8. Брантов С.К. Терморезистивный композиционный материал на основе карбида кремния // Материаловедение. 2015. № 10. С.43–47.

Voytenko G.O. Tensoristive dynamometer for measuring static and dynamic friction factors of composite materials with simple and complex relative movement of interacting surfaces.

The problem of the development of tensometric dynamometers providing measurement of unsteady friction processes with high accuracy is discussed, in which films or foils based on constantan or semiconductors based on single-crystal silicon can be used as tensoristive converters. A two-coordinate tensoristive dynamometer based on a tablet computer is proposed. The results of tests of a dynamometer on a grinding machine are given where as a processed material a composite based on copper and steel fibers and powders is used. On the grinding machine, the coefficients of dynamic friction during the motion of the points of friction surfaces along simple and complex trajectories have been measured. The application area of the developed two-coordinate tensoristive dynamometer is discussed.

Keywords: *tensoristive dynamometer, thermocompensation sensor, tablet computer, friction factor.*

Войтенко Галина Олеговна – кандидат технических наук, доцент Луганского национального университета имени Владимира Даля, г. Луганск. Научные интересы: исследование электрофизических свойств перспективных материалов и приборы контроля материалов.

e-mail: vlvoytenko@gmail.com

Voytenko Galina – candidate of Sciences (Engineering), associate Professor Vladimir Dahl Lugansk National University, s. Lugansk. Scientific interest: study the electrical properties of advanced materials and monitoring devices.

e-mail: vlvoytenko@gmail.com

*Статья поступила
25 февраля 2018 г.
© Войтенко Г.О., 2018*

**СТРОИТЕЛЬСТВО И
АРХИТЕКТУРА**

УДК 624.012.35-183.4:624.014.2

Тараненко С.К., Радионов Д.Г.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТОДАМИ ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Taranenko S.K., Radionov D.G.

OPTIMIZATION OF PARAMETERS OF CONSTRUCTIVE ELEMENTS BY METHODS OF TECHNICAL AND ECONOMIC ANALYSIS

На основании аналитического метода получены функциональные зависимости от параметров сечения, позволяющие оптимизировать нормальные и наклонные сечения изгибаемых элементов, а также сечения сжатых элементов по стоимости. Полученные зависимости применены для решения практических задач технико-экономического анализа позволило выполнить оценку экономичности сечения по его параметрам и армированию, а также учесть удорожание изгибаемого железобетонного элемента оптимального сечения в случае завышения расчетной нагрузки и длины пролета.

Ключевые слова: бетон, арматура, железобетон, балка, плита, колонна, балочная клетка

Введение

В современных условиях надлежащий выбор материалов для конструкций и их экономичное использование становится первостепенным требованием всякого строительства.

В недалеком прошлом при выборе материалов предпочтение, как правило, отдавалось железобетону. Но железобетон при многих своих преимуществах обладает и таким существенным недостатком, как относительно малая удельная прочность (отношение прочности к удельной массе), и становится малоэффективным при небольших полезных нагрузках. С другой стороны, разработаны и внедрены легкие индустриальные металлоконструкции, эффективные клееные деревянные конструкции и др. Занимают и будут еще занимать значительное место в строительстве каменные материалы, в частности кирпич [1].

Вид конструкции и объекты сравнения определяют и выбор метода технико-экономической оценки (анализа). Для разнообразных конструкций

Строительство и архитектура

применяется вариантный метод в его расчетно-конструктивной форме. В этом случае сравниваемые конструкции проектируются с составлением чертежей и спецификаций, необходимых для подсчета показателей. Преимуществом этого метода является возможность достаточно полного количественного и качественного учета всех основных факторов, определяющих экономику конструкции; существенный недостаток его – большая трудоемкость детального проектирования и ограниченность получаемых результатов данной частной задачей, которые по этой причине нельзя обобщать.

Непригодность вариантного метода в его расчетно-конструктивной форме для целей анализа, желание выявить общие закономерности в экономике конструкций, дающие ключ к техническим решениям, привели к разработке аналитического метода в экономике проектирования конструкции. Этим методом устанавливаются в аналитической форме функциональные зависимости между параметрами конструкции и ее показателями (задача I рода) и на основе этих зависимостей отыскиваются оптимальные значения этих параметров (задача II рода).

Аналитический метод дает возможность, не прибегая к статическим расчетам и конструированию, определять стоимостные и натуральные показатели элементов конструкций, проводить оптимизацию их параметров по готовым формулам, включающим все величины, которые связаны с экономикой, статикой и конструктивными особенностями конструкций [2,3].

Целью работы является выявление технико-экономической оценки конструкции в рамках выбранного материала (например, сборная или монолитная, плоская или пространственная, стропильная ферма или балка и т. д.).

Экономическое проектирование, т. е. поиск оптимальных конструктивных решений, основывается на глубоком знании технологии изготовления конструкций, используемых материалов и соответствующих методов расчета и конструирования.

Методика исследования

С целью получения функциональных зависимостей аналитического метода для технико-экономической оценки и оптимизации параметров железобетонных конструкций автором решались следующие задачи:

- анализ принципов, критериев и методов технико-экономической оценки конструкций;
- получение зависимостей по оптимизации параметров сечений;
- оптимизация параметров элементов;
- оптимизация параметров простейших конструктивных схем.

Строительство и архитектура

По данным об усредненных значениях стоимости бетонной смеси и стоимости арматуры в деле получены зависимости этих показателей от прочности соответственно бетона и арматуры. Для анализа принято двутавровое сечение, армированное двойной рабочей арматурой (рис.1).

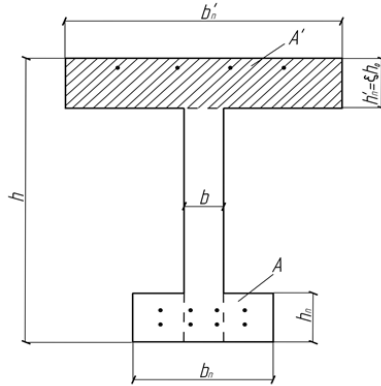


Рис.1. Параметры сечения изгибаемого элемента
(A –арматура растянутой зоны; A' - арматура сжатой зоны)

В полученных зависимостях стоимости материалов C_A и C_B выражены с учетом прочности бетона и арматуры (R_b , R_S) коэффициентов приведения бетона и арматуры по прочности и стоимости, площадей сечения бетона и арматуры. Получено аналитическое выражение стоимости в функции параметров сечения с учетом стоимости бетона, рабочей и конструктивной арматуры, опалубки.

$$C = C_B + C_A = C_{\delta 1} k_{\delta} \phi_{\delta} t_1 b'_{\Pi} h_0 (1 + W \xi + W' \xi') \quad (1)$$

$$\text{где } W = \frac{C_{a1} \phi_a k_C R_b}{C_{\delta 1} \phi_{\delta} t_1 R_{S1} k_{\Pi} k_{\delta}} ; W' = \frac{C'_{a1} k'_C R_b}{C_{\delta 1} \phi_{\delta} t_1 R'_{S1} k'_{\Pi} k_{\delta}} \quad (2)$$

где k_{Π} и k'_{Π} - коэффициенты приведения арматуры по прочности.

$$k_{\Pi} = \left(1 + \frac{R_{S2} A_{S2}}{R_{S1} A_{S1}} + \dots + \frac{R_{Sn} A_{Sn}}{R_{S1} A_{S1}} \right)$$

$$k'_{\Pi} = \left(1 + \frac{R'_{S2} A'_{S2}}{R'_{S1} A'_{S1}} + \dots + \frac{R'_{Sm} A'_{Sm}}{R'_{S1} A'_{S1}} \right) \quad (3)$$

Эти зависимости применены для оптимизации параметров нормальных и наклонных сечений изгибаемых элементов по стоимости с учетом

условий прочности этих сечений соответственно по изгибающему моменту и поперечной силе. При этом определены относительные параметры:

$$\xi = \frac{A_{S1} R_{S1} k_{II}}{R_{b1} b'_{II} h_0}, \quad \xi' = \frac{A'_{S1} R'_{S1} k'_{II}}{R_{b1} b'_{II} h_0}, \quad (4)$$

$$A_S = A_{S1} C_{a1} \left(1 + \frac{C_{a2} A_{S2}}{C_{a1} A_{S1}} + \dots + \frac{C_{an} A_{Sn}}{C_{a1} A_{S1}} \right) = k_C A_{S1} C_{a1}, \quad (5)$$

$$A'_S = A'_{S1} C'_{a1} \left(1 + \frac{C'_{a2} A'_{S2}}{C'_{a1} A'_{S1}} + \dots + \frac{C'_{am} A'_{Sm}}{C'_{a1} A'_{S1}} \right) = k'_C A'_{S1} C'_{a1}, \quad (6)$$

где A_s и A'_s – приведенные по стоимости площади арматур,
 k_c и k'_c – коэффициенты приведения арматуры по стоимости,
 $C_{a1}, \dots, C_{an}; C'_{a1}, \dots, C'_{am}$ – соответственно стоимости арматур в деле.

$$C_A = C_{a1} A_S k_C \left(1 + \frac{C_{AK}}{C_{a1} A_{S1} k_C} \right) + k' A'_{S1} C'_{a1} = C_{a1} A_{S1} k_C \phi_a + k'_C A'_{S1} C'_{a1} \quad (7)$$

$$C_B = C_{\delta 1} t_1 b'_{II} h \left(1 + \frac{C_{\delta 2} t_2}{C_{\delta 1} t_1} + \dots + \frac{C_{\delta n} t_n}{C_{\delta 1} t_1} \right) = k_{\delta} C_{\delta 1} t_1 b'_{II} h, \quad (8)$$

$$t_1 = \frac{A_{\delta 1}}{b'_{II} h}, \quad t_2 = \frac{A_{\delta 2}}{b'_{II} h}, \quad t_n = \frac{A_{\delta n}}{b'_{II} h}. \quad (9)$$

где ϕ_a – коэффициент конструктивного армирования,
 k_{δ} – коэффициент приведения бетонов по стоимости,
 $A_{\delta 1}, \dots, A_{\delta n}$ – площади сечения бетонов разных марок.

В этом случае стоимость рассматривается как функция ширины и высоты сечения, класса бетона и арматуры. Установлено, что экономическая высота сечения, как правило, меньше высоты сечения, определяемой из условия прочности. Поэтому ее следует принимать наименьшей из конструктивно возможных.

Отклонение от оптимальной высоты сечения вызывает удорожание элемента. Эти данные приведены на рис. 2. Для различных значений W ($W=1; W=5$ и $\zeta=0,05; \zeta=0,04$), где W и ζ безразмерные обобщенные характеристики сечения.

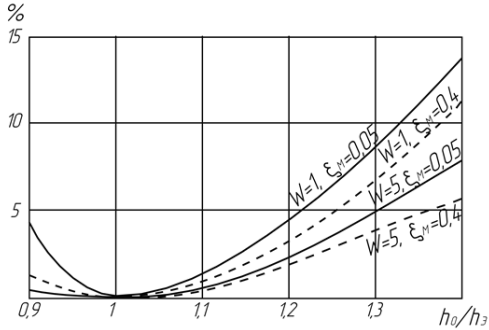


Рис. 2. Относительное удорожание изгибаемого элемента при отклонении от наилучшей высоты сечения ($\varphi_n = \text{const}$)

Однако, как это видно из рис. 2 это удорожание относительно не велико. Это объясняется тем, что при увеличении высоты сечения одновременно уменьшается расход стали (рис. 3). Значение ξ при этом сравнительно мало влияет на удорожание конструкции.

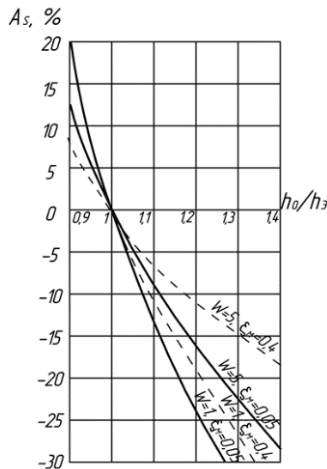


Рис. 3. Относительное изменение расхода арматуры при отклонении от наилучшей высоты сечения ($\varphi_n = \text{const}$)

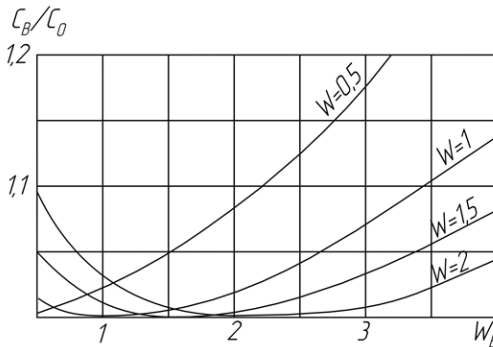
Влияние характеристики W значительно больше, причем с уменьшением W удорожание возрастает. Из этого следует, что шаг градации высоты, т. е. разница между двумя унифицированными значениями, может при-

ниматься больше при: больших пролетах, более дорогих сталях и относительно дешевом бетоне, меньших t , т. е. при облегченных сечениях.

Результаты исследований

Инвариантность полученных формул позволяет производить вычисление показателей и делать экономические сравнения армированных элементов из разных материалов по разным экономическим критериям. Для изгибаемых элементов, оптимизируемых по стоимости и по массе достаточно выявить отношение, которое представлено на рис.4.

Рис. 4. Отношение стоимостей изгибаемых элементов минимальной массы C_B и минимальной теоретической стоимости C_0 ($\varphi_a = \text{const}$).



С увеличением характеристики W_B (отношение удельных приведенных стоимостей армирующего и армируемого материалов) возрастает отношение стоимостей изгибающих элементов минимальной массы (C_B) и минимальной теоретической стоимости (C_0), если $W_B > 1,5$. При этом четыре кривые представлены для разных значений безразмерных обобщенных характеристик W , определяемых для изгибаемых элементов минимальной массы.

Выводы

1. В результате оптимизации параметров сжатых сечений по стоимости получены зависимости оптимальной высоты сечения и стоимости.
2. В аналитической форме дано решение задачи оптимизации параметров элементов на примере статически определимых и статически неопределимых балок, а также плит, опертых по контуру.
3. Получены аналитические зависимости для оптимизации параметров простейших конструктивных схем: балка – плита, ригель – колонна, балочная клетка. Такими параметрами являлись: оптимальный шаг балок заданной длины, оптимальный пролет ригеля, опирающегося на колонны данного сечения и оптимальные размеры балочной клетки.
4. Применение аналитического метода для решения практических задач технико-экономического анализа позволило выполнить оценку эконо-

Строительство и архитектура

мичности сечения по его параметрам и армированию, а также учесть удорожание изгибаемого железобетонного элемента оптимального сечения в случае завышения расчетной нагрузки и длины пролета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Евстифеев В.Г. Железобетонные и каменные конструкции. В 2 ч. Ч.1. Железобетонные конструкции [Текст] / В. Г. Евстифеев. - 2-е изд., перераб. и доп. М. : Академия, 2015. 416 с.

2. Щербина В.И. Идеология стоимостного проектирования объектов строительства как база для снижения стоимости производства строительной продукции и затрат на ее эксплуатацию // Будівництво України. 2008. №7. С. 4-6.

3. СП 63.13330.2012 Бетонные и железобетонные конструкции. Основные положения. Актуализированная редакция СНиП 52-01-2003 (с Изменениями N 1, 2) М.: 2012. 161 с.

Taranenko S.K., Radionov D.G., Optimization of parameters of constructive elements by methods of technical and economic analysis.

On the basis of the analytical method, functional dependences on the parameters of the cross-section are obtained, which allow to optimize the normal and inclined sections of the bent elements, as well as the cross sections of the compressed elements at cost. The obtained dependences are applied to solve practical problems of technical and economic analysis. It allows to estimate the efficiency of the section by its parameters and reinforcement, and also to take into account the rise in the cost of a bent ferro-concrete element of the optimum section in case of overstating the design load and the span length.

Keywords: concrete, reinforcement, reinforced concrete, beam, slab, column, beam box

Тараненко Светлана Кирилловна – кандидат технических наук, доцент Луганского национального аграрного университета, г. Луганск. Научные интересы: оптимизация параметров конструктивных элементов по технико-экономическим показателям.

e-mail: aisk.lnau@yandex.ua

Радионов Дмитрий Геннадьевич – инженер Луганского национального аграрного университета, г. Луганск. Научные интересы: оптимизация однопролетных одноэтажных металлических рам по геометрии и экономической целесообразности при проектировании сельскохозяйственного зданий.

e-mail: dgradd88@yandex.ru

Taranenko Svetlana - Candidate of Technical Sciences, Associate Professor Lugansk National Agrarian University, Lugansk. Scientific interests: Optimization of the parameters of structural elements for technical and economic indicators.

e-mail: aisk.lnau@yandex.ua

Radionov Dmitry – engineer Lugansk National Agrarian University, Lugansk. Scientific interests: optimization of single-span single-storey metal frames by geometry and economic feasibility when designing agricultural buildings.

e-mail: dgradd88@yandex.ru

Статья поступила

27 февраля 2018 г.

©Тараненко С.К., Радионов Д.Г., 2018

ТРЕБОВАНИЯ

к оформлению статей для публикации в сборнике «Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении»

К публикации принимаются статьи объемом **4-8 полных страниц**, материалы которых соответствуют **только научному направлению сборника**.

Срок подачи материалов – ежегодно до 1 марта, до 1 июня, до 1 сентября, до 1 декабря.

Научные статьи в 1-ом экземпляре, напечатанные на лазерном (струйном) принтере, с подписями всех авторов, актами экспертизы, рецензиями и обязательно на электронном носителе информации (компакт-диск CD-R или DVD-R) передаются в адрес редакции сборника: кафедра «Материаловедение и строительство», Луганский национальный университет имени Владимира Даля, кв. Молодежный 20А, г. Луганск, 91034, а также электронной почтой по адресу: **resource.saving@gmail.com**.

Название файла статьи: <фамилия автора, город> (Петров_Донецк.doc).

Структура статьи должна иметь следующие элементы.

На первой странице в первой строке набирается УДК, без абзачного отступа. (выравнивание по левому краю). Шрифт Times New Roman, размер 11 пт, стиль обычный.

Фамилии, инициалы авторов на языке текста статьи (русском, украинском или английском) размещаются через интервал после УДК (шрифт Times New Roman, размер - 11 пт, стиль - **полужирный**, выравнивание - по левому краю).

Название статьи на языке текста набирается прописными буквами через интервал после фамилий и инициалов авторов **без переносов** (шрифт Times New Roman, размер - 11 пт, стиль - **полужирный**, выравнивание - по центру).

Фамилии, инициалы авторов на английском языке размещаются через интервал **после названия статьи на языке текста** (шрифт Times New Roman, размер - 11 пт, стиль - **полужирный**, выравнивание - по левому краю).

Название статьи на английском языке набирается прописными буквами через интервал без переносов (шрифт Times New Roman, размер - 11 пт, стиль - **полужирный**, выравнивание - по центру).

Аннотация на языке статьи не менее 8 строк размещается через интервал **после названия статьи на английском языке**, шрифт Times New Roman, размер - 9 пт, стиль - обычный, выравнивание - по ширине.

Ключевые слова на языке статьи (не более 7 слов) размещаются через интервал после аннотации (шрифт Times New Roman, размер - 9 пт, стиль - обычный, выравнивание - по ширине).

Текст статьи размещается через интервал: шрифт Times New Roman, абзацный отступ - 0,75 см, размер - 10 пт; стиль - обычный, выравнивание - по ширине с **переносами**. Заголовок каждого параграфа помещаются с новой строки через ин-

тервал после предыдущего параграфа, абзацный отступ - 0,75 см, шрифт Times New Roman, размер - 10 пт, стиль - **полуужирный**.

1. **Введение** - постановка проблемы, задачи в общем виде и ее связь с важными научными и практическими задачами, анализ последних публикаций (не менее 3-х статей).

2. **Цель** формулировка цели статьи (отдельный абзац с новой строки – «Целью работы является...»).

3. **Методика исследования** (или **Математическая модель**)

4. **Результаты исследований**.

5. **Выводы**.

6. **СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ** размещается в конце статьи через интервал после текста перед аннотациями и набирается прописными буквами (шрифт Times New Roman, размер - 10 пт, стиль - **полуужирный**, выравнивание - по центру). Список литературных источников выполняется шрифтом Times New Roman; размер - 9 пт; стиль - обычный. Оформление ссылок на цитируемые источники должно соответствовать Государственному стандарту России. Библиографическое описание приводится на языке оригинала согласно **ГОСТ Р 7.0.5-2008 «Библиографическая ссылка»**.

7. **Фамилии, инициалы авторов, название статьи и аннотация на английском языке** объемом не менее **12 строк** размещается через 1 интервал после списка литературы и включает следующие аспекты содержания статьи: предмет, тему, цель работы, метод или методологию исследования, важнейшие результаты, научная новизна, практическая ценность, область применения результатов (шрифт Times New Roman, размер - 9 пт, стиль - курсив, выравнивание - по ширине).

Ключевые слова на английском языке (до 7 слов) размещаются через интервал после аннотации (шрифт Times New Roman, размер - 9 пт, стиль - курсив, выравнивание - по ширине).

8. **Сведения об авторах** приводятся через интервал от аннотаций: фамилия, имя, отчество (полностью), ученая степень, звание, должность, место работы, научные интересы, адрес электронной почты (шрифт Times New Roman; размер - 9 пт; стиль - обычный).

Сведения об авторах также приводятся полностью *на английском языке*.

Текст статьи размещается на белой бумаге формата А5 (148x210 мм), ориентация – книжная со следующими полями: верхнее - 17 мм, нижнее -23 мм, левое – 17 мм, правое – 23 мм. От края до верхнего колонтитула - 0 мм, до нижнего колонтитула - 16 мм, межстрочный интервал - 1,0. Текст статьи оформляется в редакторе **Microsoft Word в формате .doc** ("Файл" - "Сохранить как" - "Документ Word 97-2003").

Страницы не нумеровать.

Формулы и символы набираются в редакторе формул **Microsoft Equation 3.0** или **MathType** со следующими параметрами: стиль - математический; размеры

шрифта: обычный - 10 пт; крупный индекс - 9 пт; мелкий индекс - 7 пт; крупный символ - 12 пт; мелкий символ - 8 пт. Нумерация формул - в круглых скобках с выравниванием по правому краю границ текста.

Рисунки и таблицы монтируются непосредственно в тексте с обтеканием сверху и снизу и помещаются в последовательности, в которой приводятся ссылки на них в статье. Подрисовочный текст, номера, названия и содержимое таблиц выполняются шрифтом Times New Roman; размер - 9 пт; стиль - обычный; интервал - 1,0.

Статьи, **не соответствующие научному направлению сборника или требованиям к оформлению статей**, редакцией не принимаются к публикации и назад не возвращаются.

Актуальная версия требований к оформлению статей находится на сайте сборника: **<http://resourcesaving.wix.com/sbornik>**

Для заметок

Для заметок

Научное издание

**РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА
И ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ МАТЕРИАЛОВ
В МАШИНОСТРОЕНИИ**

Сборник научных трудов
№1 (22) 2018

Ответственный за выпуск *Л.А. Рябичева*
Литературный редактор *Л.А. Рябичева*
Оригинал-макет *Е.В. Нагорный*
 Е.А. Гриниченко

Подписано к печати 01.03.2018
Формат 60 x 84 /16. Бумага офс. Гарнитура Times.
Печать офсетная. Услов.печ. листов 8,13. Обл.-изд. л. 9,5.
Тираж 100 экз. Изд. № 0068. Цена договорная.

Издательство
Луганского национального университета
имени Владимира Даля

Свидетельство о регистрации серия МИ-СГР ИД 000003 от 20.11.2015 г.

Адрес издательства: 91034, г. Луганск, кв. Молодежный, 20,а
e-mail: izdat.lguv.dal@gmail.com
<http://dahlniver.ru/>
<http://resourcesaving.wix.com/sbornik>