ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 11 ноябрь 2012

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЕРШОВ М.Ю.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КИДАЛОВ Н.А.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
ЛУТОВИНИНА О.Н.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Ердаков И.Н., Новокрещенов В.В. Методика формирования литой структуры металлического сплава в электромагнитном поле высокой напряженности 3
Кидалов Н.А., Осипова Н.А., Поташова И.Е. Применение отходов маслоэкстракционного производства для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей 5
Бажанов А.В., Горностаев И.Н., Степанов В.В., Ходжаев В.Д. Перспективы использования сплавов системы Al–Mg–Si при изготовлении паяных несущих конструкций бортовой аппаратуры космических аппаратов 8

Кузнечно-штамповочное производство

Шестаков Н.А., Субич В.Н., Власов Ал.В., Ледовской Д.А. Зависимость материальных функций пористых материалов от схемы нагружения. 12
Феофанова А.Е., Лавриненко В.Ю. Построение математической модели процесса удара при осадке цилиндрических заготовок 16
Воробьёв В.М. Теоретические основы и методики построения профилей каналов сложной аэродинамической формы многоразъемных штампов 19

Прокатно-волочильное производство

Власов О.В., Галкин В.В., Терещенко Е.Г., Дербенев А.А. Строение очага деформации в полосе прямоугольного сечения, раскатываемой валком на клин по плите. 24

Материаловедение и новые материалы

Лясоцкая В.С., Князева С.И. Ступенчатый отжиг сварных соединений титановых сплавов 32
Редькина Н.В., Харитонов С.В., Скуднов В.А. Сравнение термоциклически обработанного сплава 44НХТЮ с другими дисперсионно-твердеющими сплавами систем Fe–Ni и Fe–Ni–Cr с позиций критериев разрушения синергетики. 35

Информация

Румянцев А.Н., Кармацкий Н.П., Румянцева И.А., Погожева Д.А. К вопросу об оптимизации химического состава алюминиевых ронделей 40
Снигирев А.И., Железняк Л.М., Фидер А.С. Повышение качества медно-серебряных полос, применяемых в электромашиностроении 43
Отчет о Международной научно-технической конференции "Наукоемкие технологии в машиностроении и авиадвигателестроении" 47

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2012

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 11 November 2012

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

Chairman Assistants:
DEMIN V.A.
KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialist
LUTOVININA O.N.

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Erdakov I.N., Novokreshchenov V.V. Method of cast structure formation of metallic alloy in high-intensity electromagnetic field . . . 3
Kidalov N.A., Osipova N.A., Potashova I.E. Use of oil-extracting production waste for improvement of water-glass mixtures knock-out . . . 5
Bazhanov A.V., Gornostaev I.N., Stepanov V.V., Hodzhaev V.D. Prospects for use of Al–Mg–Si-alloys in manufacturing of brazed bearing constructions of space vehicles equipment . . . 8

Forging and Stamping Productions

Shestakov N.A., Subich V.N., Vlasov Al.V., Ledovskoy D.A. Dependence of material functions of porous materials from loading scheme . . . 12
Feofanova A.E., Lavrinenko V.Yu. Definition of mathematical model of impact during upsetting of cylindrical workpieces . . . 16
Vorob'ev V.M. Theoretical bases and methods of constructing of channels profiles of complex aerodynamic form in multisectional dies . . . 19

Rolling and Drawing Productions

Vlasov O.V., Galkin V.V., Tereshchenko E.G., Derbenev A.A. Structure of deformation center in strip of rectangular section unrolled roll on wedge on plate . . . 24

Physical Metallurgy and New Materials

Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I. Stepped annealing of titanium alloys welded joints . . . 32
Red'kina N.V., Kharitonov S.V., Skudnov V.A. Comparison of alloy 44NKhTYu after thermocyclic processing and precipitation hardening Fe–Ni and Fe–Ni–Cr systems alloys from fracture criteria of synergy . . . 35

Information

Rumyantsev A.N., Karmatsky N.P., Rumyantseva I.A., Pogozheva D.A. On issue of optimization of chemical composition of aluminium slugs . . . 40
Snigirev A.I., Zheleznyak L.M., Fider A.S. Improving of quality of copper silver bands being used in electric machine engineering . . . 43
Report on International scientific and technical conference "Science intensive technologies in mechanical engineering and aircraft propulsion engineering" . . . 47

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2012

УДК 621.74

И.Н. Ердаков, В.В. Новокрещенов
(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)

Методика формирования литой структуры металлического сплава в электромагнитном поле высокой напряженности

Рассмотрена методика формирования литой структуры цилиндрических слитков из сплава на основе алюминия в электромагнитном поле напряженностью $10^6...10^7$ В/м. Представлены варианты экспериментальных установок, позволяющих влиять электромагнитным полем на ход кристаллизации силумина с различной степенью эффективности.

Ключевые слова: электромагнитное поле; методика; лабораторная установка; электроды; силумин; кристаллизация; эффективность воздействия.

The method of cast structure formation of cylindrical ingots made of aluminium-base alloy in electromagnetic field having intensity about $10^6...10^7$ V/m is considered. Several variants of experimental plants are presented that permit to affect the course of silumin crystallization by means of electromagnetic field with different efficiency.

Keywords: electromagnetic field; method; laboratory plant; electrodes; silumin; crystallization; efficiency of action.

В последние два десятилетия большое внимание уделяется применению *наносекундных электромагнитных импульсов* (НЭМИ) в качестве одного из физических методов воздействия на различные вещества. Впервые идея воздействия локальными полями высокой напряженности на материалы была выдвинута В.В. Крымским в 1996 г. [1]. В настоящее время известны три основных направления воздействия НЭМИ: на различные водные растворы, на жидкие углеводороды, на расплавы металлов и сплавов.

Обработке НЭМИ металлических сплавов уже было посвящено ряд исследований, однако ни в одном из них не отражалось действие электромагнитных импульсов на процесс кристаллизации и качество получаемых отливок при обработке расплава в форме. Данный этап изготовления отливок является одним из наиболее значимых при получении высококачественных литых изделий. Разрабатывая методику формирования литой структуры металлического сплава в поле НЭМИ на стадии кристаллизации, была создана экспериментальная установка. За основу взяли систему обработки расплава в тигле индукционной печи, описанную в работах [2–4].

В состав установки, изображенной на рис. 1, входят: две графитовые трубки внутренним диаметром $d_{вн}$ = 60 мм, длиной l = 220 мм и толщиной h = 5 мм; две кварцевые трубки ($d_{вн}$ = 15 мм; l = 450 мм и h = 2 мм); два медных электрода в виде проволоки диаметром 3 мм; песчано-глинистая форма; две асбестовые крышки с прорезью под заливку; две термопары; потенциометр с переключателем термопар и гене-

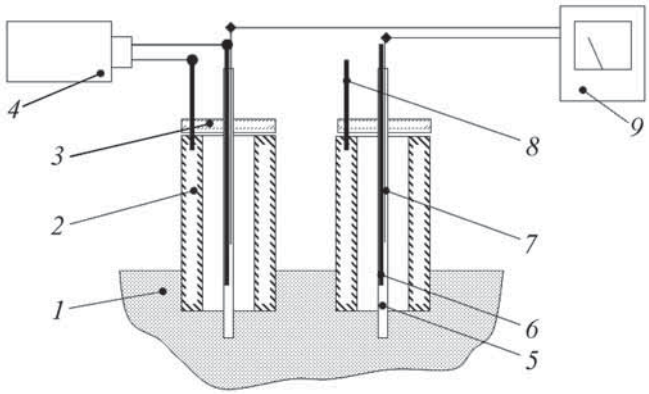


Рис. 1. Экспериментальная установка:
1 – песчано-глинистая форма; *2* – графитовая трубка; *3* – асбестовая крышка; *4* – генератор; *5* – кварцевая трубка; *6*, *8* – медные электроды; *7* – термопара; *9* – милливольтметр

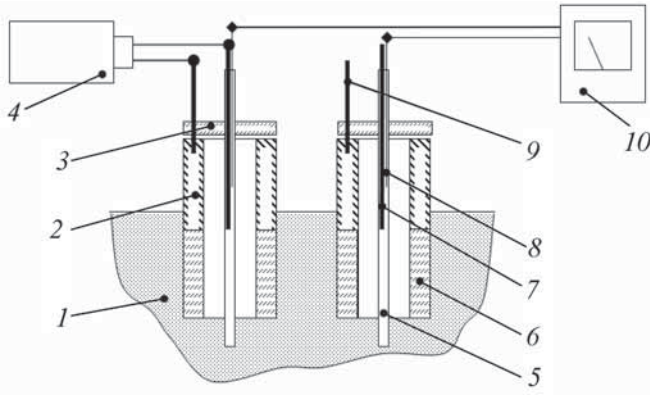


Рис. 2. Экспериментальная установка для создания локальных НЭМИ в литейной форме:
1 – песчано-глинистая форма; *2* – графитовая трубка; *3* – асбестовая крышка; *4* – генератор; *5* – кварцевая трубка; *6* – кварцевая втулка; *7*, *9* – медные электроды; *8* – термопара; *10* – милливольтметр

ратор НЭМИ марки FID-technology с амплитудой импульсов 10 кВ и частотой повторения 1000 Гц.

Установку собирают следующим образом. В песчано-глинистую форму вертикально заформовывают графитовые трубки. Внутрь графитовых устанавливают кварцевые трубки с медными электродами и термопарами. В верхней части трубки фиксируют асбестовой крышкой.

Перед заливкой металла к подогретой в колодце форме подключают генератор НЭМИ и в одной из графитовых трубок создается импульсное электромагнитное поле. После заполнения формы металлом и затвердевания образцов генератор НЭМИ отключают.

Из полученных цилиндрических слитков вырезают образцы, которые подвергают металлографическому анализу. Исследования [5, 6] показали, что наиболее значительное влияние НЭМИ на структуру отливки прослеживается в ее верхней части. Поэтому установка была усовершенствована. Схема экспериментальной установки для создания локальных НЭМИ в литейной форме представлена на рис. 2.

В состав установки внесены следующие изменения. Графитовые трубки имеют длину 110 мм, медные электроды укорочены и погружаются на глубину графитовой трубки, а для выравнивания процессов отвода тепла в верхней части отливки и нижней дополнительно введены кварцевые втулки с внутренним и внешним диаметром 60 и 68 мм соответственно.

Наличие кварцевой трубки при использовании НЭМИ существенно сужает номенклатуру отливок, к которым данный способ обработки расплава можно применить, и затрудняет их механическую обработку.

После изучения технических характеристик генератора НЭМИ марки FID-technology была предпринята попытка обработки заливаемого металла путем погружения электродов непосредственно в кристаллизующийся расплав без использования изолирующих материалов. В этом случае методика подразумевает установку, представляющую собой литейную форму с помещенными в нее электродами из более тугоплавкого металла, чем обрабатываемый импульсами сплав. Один конец электродов помещают непосредственно в полость формы, а второй конец подключают к генератору НЭМИ. Часть электродов, находящаяся в контакте с формой, покрывается изоляционным материалом. Линейные размеры образца соответствуют размерам пробы для определения свободной усадки. Разработанный вариант установки приведен на рис. 3.

Параметры НЭМИ по энергетическим и проникающим способностям соответствуют радиоволнам сверхвысокочастотного типа. Поэтому при выборе сплава желательно, чтобы он пропускал электромагнитные волны радиодиапазона. Наибольшее влияние НЭМИ обнаружено на алюминиевые сплавы [7, 8].

В целях повышения точности эксперимента и устранения влияния перепада температуры в тигле перед заливкой расплава в форму контрольный и экспериментальные образцы одновременно заливали через единую систему литниковых каналов. Для этого использовали стандартную модель изготовления пробы на затрудненную усадку.

Схема экспериментальной установки для изучения влияния НЭМИ на стадии кристаллизации сплавов с изготовлением пробы на затрудненную усадку показана на рис. 4.

Разработанная методика формирования литой структуры металлического сплава в электромагнитном поле высокой напряженности позволяет управлять качеством отливки.

Предложенные варианты лабораторных установок позволяют значительно упростить схему обработки НЭМИ расплава на стадии кристаллизации, повысить эффективность физического воздействия, а также обеспечить точность экспериментальных исследований.

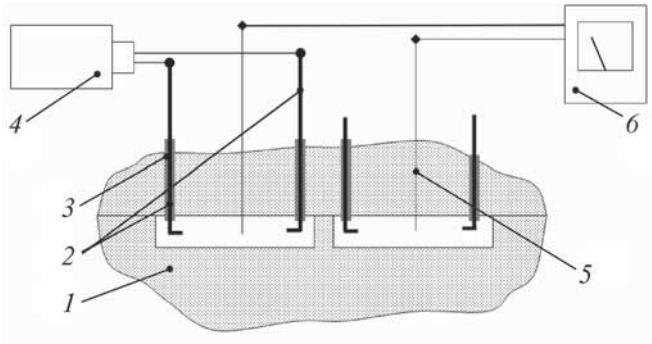


Рис. 3. Схема установки для обработки литейных сплавов без диэлектрика между излучателями:
1 – песчано-глинистая форма; *2* – электроды; *3* – изоляционный материал; *4* – генератор НЭМИ; *5* – термопара; *6* – милливольтметр

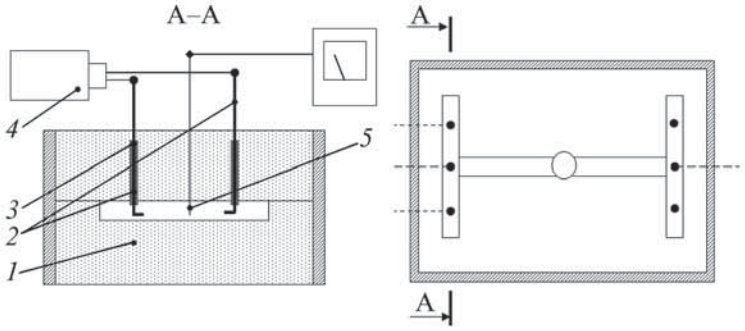


Рис. 4. Схема экспериментальной установки для изучения влияния НЭМИ на кристаллизацию металлических сплавов и формирования пробы на затрудненную усадку:
1 – песчано-глинистая форма; *2* – электроды; *3* – изоляционный материал; *4* – генератор НЭМИ; *5* – термопара с милливольтметром

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследование** влияния мощных наносекундных электромагнитных импульсов на химические вещества и биологические объекты: отчет по НИР гос. рег. № 01.96.0009487, инв. № 02.07.0001651. Челябинск: ЧГТУ, 1996.

2. **Наносекундные** электромагнитные импульсы и их применение / В.С. Белкин, В.А. Бухарин, В.К. Дубровин и др. / под ред. В.В. Крымского. Челябинск, 2001. 110 с.

3. **Диплом № 349** от 5 февраля 2008 г. на научное открытие "Явление изменения физических характеристик металлических расплавов при воздействии на них наносекундных электромагнитных импульсов" / Э.Х. Ри, Л.Г. Знаменский, Б.А. Кулаков, В.В. Крымский, Ри Хосен, В.Ф. Балакирев, О.В. Ивочкина, В.К. Дубровин.

4. **Электроимпульсные** нанотехнологии / под ред. чл.-кор. РАН Л.А. Смирнова. Екатеринбург: УрО РАН, 2009.

5. **Крымский В.В., Ердаков И.Н.** О новых возможностях воздействия наносекундных импульсов на расплавы металлов // Литейщик России. 2010. № 10.

6. **Ердаков И.Н., Новокрещенов В.В.** Кристаллизация алюминиевого сплава в импульсном электромагнитном поле / Цветные металлы–2010: сб. докл. второго Междунар. конгресса. Красноярск: ООО "Версо", 2010. С. 670–672.

7. **Электроимпульсная** обработка кристаллизующихся сплавов в литейных процессах / Л.Г. Знаменский, И.Н. Ердаков, В.В. Ерофеев, В.В. Новокрещенов. Наука и производство: сб. науч. тр. / под ред. В.В. Ерофеева. Челябинск: ЧРО РАЕН, 2010. С. 17–22.

8. **Ердаков И.Н., Новокрещенов В.В.** Влияние импульсного электрического поля на кристаллизацию силумина (АК7ч) и стали (20ГЛ) / Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М. Колокольцева. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2010. Вып. 9. С. 54–57.

Иван Николаевич Ердаков, канд. техн. наук,
techproect74@mail.ru;
Виктор Владимирович Новокрещенов

УДК 621.74

Н.А. Кидалов, Н.А. Осипова, И.Е. Поташова
(Волгоградский государственный технический университет)

Применение отходов маслоэкстракционного производства для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей

Исследованы свойства жидкостекольных смесей, содержащих отходы маслоэкстракционного производства. Задача исследования – улучшить процесс выбивки стержней из отливок. Дана технологическая оценка возможности использования отходов маслоэкстракционного производства в целях расширения ассортимента технологических добавок для жидкостекольных смесей и утилизации отходов производства подсолнечного масла.

Ключевые слова: жидкостекольная смесь; отход маслоэкстракционного производства; выбиваемость.

The properties of water-glass mixtures containings waste of oil-extracting production are investigated. The research problem – to improve knock-out process of cores from castings. The technological assessment of possibility of using of oil-extracting production waste for expansion of the range of technological additives for water-glass mixtures and recycling of waste of sunflower oil production is given.

Keywords: water-glass mixture; waste of oil-extracting production; knock-out.

Жидкое стекло наиболее полно удовлетворяет техническим, экономическим и экологическим требованиям, предъявляемым литейщиками к связующим, однако неудовлетворительная выбиваемость *жидкостекольных смесей* (ЖС) тормозит их широкое применение в производстве.

Составы исследуемых жидкостекольных смесей, мас. ч.

Номер смеси	Песок $2K_2O_2O_2$	Жидкое стекло (m = 2,5; ρ = 1,5 г/см^3)	10 %-ный раствор NaOH*	Глина КП1Т$_1$	Опилки древесные	Мука деревесная	Шелуха	
							подсолнечная	с остатками семечек
1	94	6	1	–	–	–	–	–
2	90			4	–	–	–	–
3				–	4	–	–	–
4				–	–	4	–	–
5				–	–	–	4	–
6				–	–	–	–	4

* 10 %-ный раствор NaOH вводится в ЖС сверх 100 мас. ч.

Для улучшения выбиваемости ЖС в их состав вводят различные технологические добавки, большинство из которых эффективны только при определенных условиях. Наиболее часто для улучшения выбиваемости ЖС используют добавку древесной муки или опилок в количестве 3...4 %.

Действие добавок основано на их выгорании при заливке форм металлом. При нагреве смесей до 600 °С вследствие различных коэффициентов объемного и линейного расширения стекловидного силиката натрия и кварцевого песка возникает напряжение, приводящее к образованию в пленках связующего материала трещин, и таким образом облегчает выбивку форм и стержней.

При нагреве смесей до 793 °С образуется жидкая фаза силикатного расплава, которая обволакивает зерна кварцевого песка и "залечивает" появившиеся ранее трещины, в результате этого четко выраженная граница раздела пленки и зерна стирается и образуется сплошной высокопрочный монолит.

При температурах, превышающих 800 °С, в условиях недостатка кислорода может происходить не полное сгорание органических добавок, поэтому между силикатной пленкой связующего вещества и зерном наполнителя образуется инертная прослойка сажистого углерода, которая снижает адгезию пленок и уменьшает прочность смесей, а следовательно, улучшает выбиваемость смесей. В работах [1, 2] для улучшения выбиваемости смесей рекомендованы различные технологические добавки, в том числе отходы различных производств.

Взамен древесной муки и опилок предложено использовать отходы маслоэкстракционного производства – лузгу (шелуху) и шелуху с остатками раздробленных семечек, образующихся в процессе получения масла из семян подсолнечника. Шелуха накапливается на маслоэкстракционных заводах в больших количествах, ее сжигают на свалках, в некоторых случаях прессуют и применяют в качестве топлива. Шелуху с остатками семечек частично продают на корм птицам.

Исследовали свойства ЖС с добавлением шелухи двух видов в количестве 4 мас. ч. в сравнении с ЖС без добавок и с добавками древесных опилок, древесной муки и огнеупорной глины. Составы смесей приведены в таблице. Сухую шелуху семечек подсолнечника предварительно размалывали и просеивали через сито 2,5. Результаты исследований свойств ЖС представлены на рис. 1–3. Свойства смесей определяли по стандартным методикам.

Газопроницаемость смесей (см. рис. 1) при введении древесных опилок (смесь № 3), подсолнечной шелухи (смесь № 5) и шелухи с остатками семечек (смесь № 6) значительно выше за счет пористости добавок по сравнению со смесями на жидком стекле без добавок (смесь № 1), с добавками глины (смесь № 2) и древесной муки (смесь № 4).

Введение в ЖС шелухи (смесь № 5) и шелухи с остатками семечек (смесь № 6) повышает предел прочности на сжатие во влажном состоянии аналогично введению в смесь древесной муки (смесь № 4) вследствие мелкодисперсного состояния вводимых добавок (см. рис. 2).

Предел прочности при растяжении в отвержденном состоянии (см. рис. 2) резко снижается от ≈3 МПа

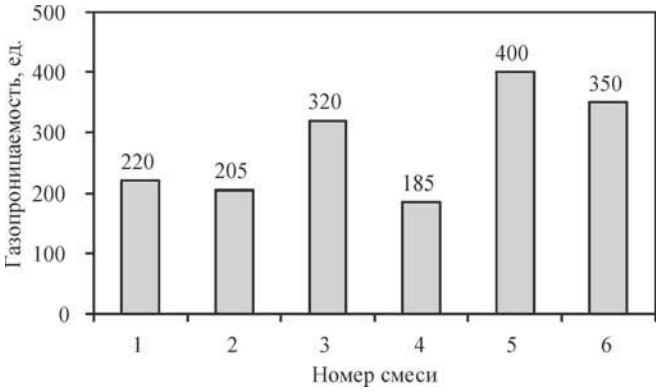


Рис. 1. Зависимость газопроницаемости жидкостекольных смесей от содержания технологических добавок

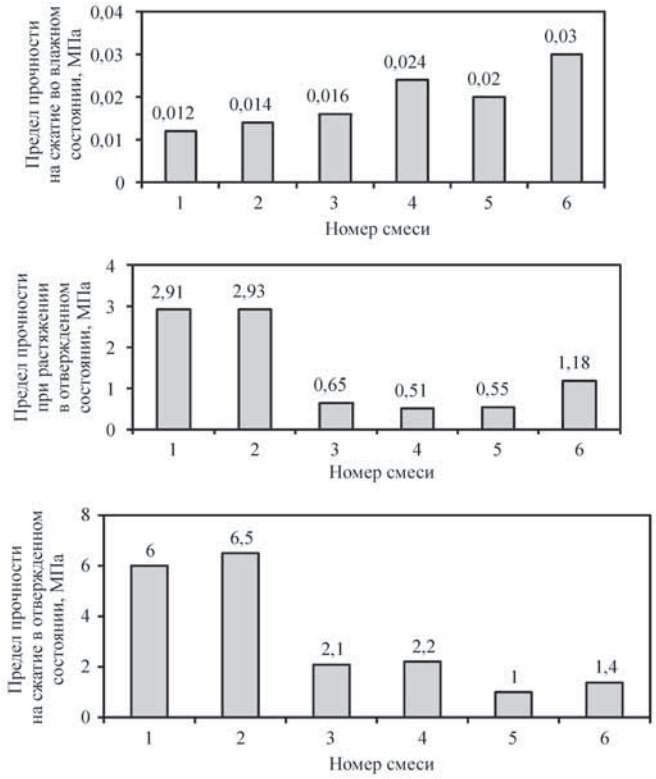


Рис. 2. Зависимость прочностных свойств жидкостекольных смесей от содержания технологических добавок

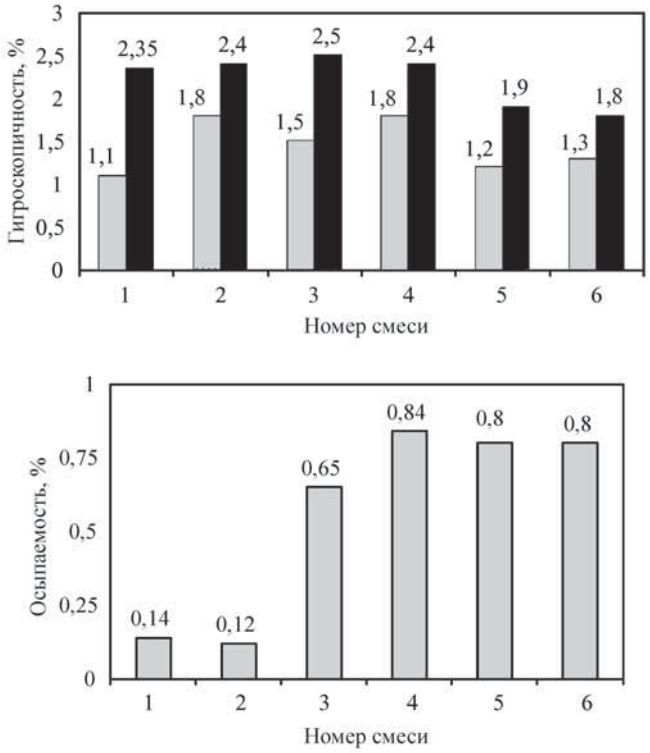


Рис. 3. Зависимость гигроскопичности и осыпаемости жидкостекольных смесей от содержания технологических добавок:
□ – гигроскопичность через 1 сут; ■ – через 3 сут

(смеси № 1, 2) до 0,5...0,65 МПа (смеси № 3–5) с введением мелкодисперсных добавок, а введение шелухи с остатками семечек (смесь № 6) обеспечивает достаточный предел прочности при растяжении – 1,18 МПа. Аналогично ведут себя добавки опилок (смесь № 3), древесной муки (смесь № 4) и шелухи (смеси № 5, 6) на снижение предела прочности на сжатие в отвержденном состоянии (см. рис. 2), однако заниженные прочностные свойства ЖС с добавками соответствуют требованиям ТУ, предъявляемым к смесям.

Гигроскопичность ЖС через сутки с введением глины (смесь № 2), опилок (смесь № 3) и древесной муки (смесь № 4) увеличивается на 25...30 % по сравнению с обычными ЖС (смесь № 1); шелуха (смесь № 5) и шелуха с остатками семечек (смесь № 6) практически не повышают гигроскопичности. При выдержке образцов в эксикаторе в течение 3 суток все ЖС увеличивают гигроскопичность за счет водной природы связующего – жидкого стекла (см. рис. 3).

Осыпаемость ЖС со всеми технологическими добавками возрастает до 0,8 % по сравнению с исходной ЖС (смесь № 1) (см. рис. 3), что соответствует ТУ на ЖС (до 1,0 %).

Исследования влияния технологических добавок на остаточную прочность смесей, прокаленных при температурах 200, 400, 600, 800 и 1000 °С в течение 45 мин, показали, что введение в ЖС подсолнечной шелухи (смесь № 5) снижает остаточную прочность до 0,2...0,5 МПа при всех температурах прокаливания.

Шелуха с остатками семечек (смесь № 6) понижает второй максимум при 800 °С от 6,5 до 2,5 МПа в сравнении с исходной ЖС (смесь № 1) и ЖС с огнеупорной глиной (смесь № 2). При повышении температуры до 1000 °С остаточная прочность всех ЖС снижается, при этом прочность смеси с добавкой шелухи с се-

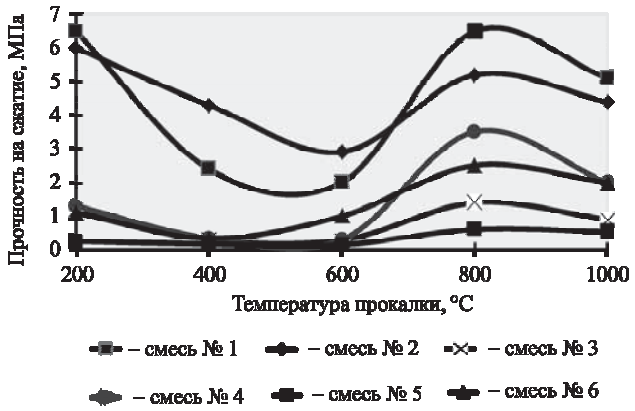


Рис. 4. Зависимость остаточной прочности на сжатие прокаленных образцов жидкостекольных смесей от температуры прокалки

мечками (смесь № 6) в 2,5 раза меньше по сравнению с традиционными ЖС (смеси № 1, 2) (рис. 4).

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

• отходы маслоэкстракционного производства (подсолнечная шелуха в чистом виде и с добавлением раздробленных семечек) снижают остаточную прочность ЖС практически при всех температурах прогрева от 200 до 1000 °С и могут быть рекомендованы к использованию в литейных цехах серийного и мелкосерийного производств для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей;

• применение отходов маслоэкстракционного производства позволяет расширить ассортимент технологических добавок для жидкостекольных смесей и способствует утилизации отходов производств подсолнечных масел.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Алиев Д.О., Кидалов Н.А., Осипова Н.А.** Улучшение выбиваемости жидкостекольных смесей // Литейщик России. 2003. № 6. С. 26–29.

2. **Алиев Д.О., Кидалов Н.А., Осипова Н.А.** Оптимизация прочностных характеристик жидкостекольных смесей // Литейное производство. 2003. № 6. С. 18–20.

Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук, nich@vstu.ru;
Нионилла Александровна Осипова, канд. техн. наук;
Инна Евгеньевна Поташова

УДК 621.701.07

А.В. Бажанов, И.Н. Горностаев, В.В. Степанов, В.Д. Ходжаев
(ОАО "Научно-исследовательский институт точных приборов", г. Москва)

Перспективы использования сплавов системы Al–Mg–Si при изготовлении паяных несущих конструкций бортовой аппаратуры космических аппаратов

Приведены результаты исследования химического состава, температуры пережога и паяемости сплава В1341 в условиях высокотемпературной пайки. Обоснована целесообразность применения сплава В1341 при изготовлении базовых несущих конструкций бортовой аппаратуры космических аппаратов.

Ключевые слова: паяное соединение; алюминиевые сплавы; пережог; краевой угол смачивания; площадь растекания; дефекты паяных соединений.

The investigation of chemical composition, burn temperature and solderability of the alloy V1341 in brazing are resulted. The expediency of alloy V1341 application in manufacturing of base bearing constructions of space vehicles equipment is proved.

Keywords: brazed joint; aluminum alloys; burn; contact angle; spreading area; brazed joints defects.

Широкое использование термически упрочняемых сплавов повышенной коррозионной стойкости системы Al–Mg–Si (авиалей) взамен сплава АМц при изготовлении *базовых несущих конструкций* (БНК) бортовой аппаратуры космических аппаратов обусловлено, с одной стороны, более высокими показателями механических свойств данных сплавов, а с другой – их высокой технологичностью при механической обработке, сварке и пайке.

В соответствии с ОСТ 92-4836–83 при изготовлении паяных БНК применяют такие сплавы рассматриваемой системы, как АД31 (ГОСТ 4784–97) и АВч (ОСТ 1-92014–76), поскольку показатели прочности полученных из них изделий после высокотемпературной пайки увеличиваются вследствие протекания процессов распада пересыщенного твердого раствора силицида магния в алюминии (естественное старение).

Приобретение листового проката и плит из указанных сплавов затруднительно, так как сортамент изделий сплава АД31 ограничивается прессованными полуфабрикатами и штамповками, а сплав АВч снят с производства. С точки зрения авторов статьи, для их замещения целесообразно использовать новый термически упрочняемый алюминиевый сплав В1341 (ТУ 1-804-428–2005), разработанный ФГУП "ВИАМ" совместно с ОАО "КУМЗ", который благодаря сочетанию высокой прочности (табл. 1) и технологичности, хорошей коррозионной стойкости и удовлетворительной свариваемости представляет практический интерес для применения в области космического приборостроения.

Для оценки возможности использования сплава В1341 в составе паяных БНК, авторами статьи совместно со специалистами МГТУ им. Н.Э. Баумана и ОАО "ИРЗ" были исследованы его химический состав, температуры пережога и паяемость в условиях высокотемпературной пайки.

1. Сравнительный анализ механических свойств некоторых алюминиевых сплавов [1, 2]

Марка сплава	Состояние поставки*	Вид полуфабриката	$\sigma_{пр}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_{10}, %	*E*, ГПа	*KC*U, МДж/м^2
			МПа					
В1341	Т1	Лист холоднокатаный	275	309	348	12	69	0,146
АД31	Т1	Полоса, пруток прессованные	15	210	350	13	71	0,5
АВч	Н	Лист	–	–	≥ 160	≥ 1	–	–
АМц	М		35	60	110	25	–	–

*Т1 – закалка и искусственное старение; Н – нагартованное; М – отожженное.

2. Результаты определения химического состава (% мас., остальное – Al) образцов из сплава В1341

Номер образца	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Mo	Ti	Zn	Cr
1	0,623	0,798	0,302	0,197	0,248	0,011	0,067	0,056	0,161
2	0,633	0,820	0,302	0,188	0,245	0,010	0,068	0,057	0,067
3	0,628	0,820	0,296	0,181	0,265	0,008	0,070	0,059	0,164
4	0,630	0,864	0,309	0,180	0,263	0,010	0,066	0,060	0,159
5	0,665	0,768	0,295	0,236	0,272	0,010	0,067	0,061	0,161
Среднее значение	0,636	0,814	0,301	0,196	0,259	0,010	0,068	0,059	0,161
Справочные данные [2]									
В1341	0,600...0,770	0,830...1,200	0,300...0,440	–	–	–	–	–	–

Анализ химического состава образцов из сплава В1341 проводили с помощью атомно-эмиссионного спектрометра с лазерным возбуждением "ЛАЭС" (ТУ 4434-001-72974044–2005).

Для определения среднего значения концентрации легирующих элементов были взяты результаты пяти параллельных измерений. Данные представлены в табл. 2. Относительная погрешность определения на спектрометре "ЛАЭС" составляет не более 10 %.

Экспериментальные данные свидетельствуют о соответствии химического состава исследуемого сплава литературным данным. Ограничение содержания магния 1 % мас. в составе сплава свидетельствует о принципиальной возможности получения качественных неразъемных соединений элементов из данного сплава различными способами высокотемпературной пайки (ТУ-1-1-74–77). Наличие в сплаве примесей железа и марганца в малых количествах существенного влияния на паяемость оказывать не должно.

Высокотемпературную пайку изделий из термически упрочняемых алюминиевых сплавов зачастую проводят при температуре, близкой к температуре солидуса основного материала, в результате чего могут происходить нежелательные изменения структуры материала, например, появление эвтектических прослоек по границам зерен. Это явление называют пережогом.

Температуру пережога образцов из сплава В1341 определяли по ГОСТ 27637–88. В ходе испытания образцы в форме прямоугольного параллелепипеда длиной 20 мм, шириной 15 мм и высотой 3 мм помещали в нагретую до требуемой температуры камерную электропечь СНОЛ-1,6.2,5,1/9-И5 и после выхода печи на заданный режим выдерживали при температурах 555; 570; 580; 590; 600; 610 и 615 °С в течение 5 мин. Температуру контролировали с использованием термопары хромель-алюмель ДТПК031-1.2/0.3/2 и вольтметра В7-38 с классом точности 0,05.

Результаты металлографических исследований структуры образцов после испытаний приведены на рис. 1.

Структурные признаки пережога четко прослеживаются в микроструктуре шлифов, подверженных испытанию при 610...615 °С, в виде эвтектических прослоек по границам зерен, субзерен и их стыков, а также внутризеренных образований (глобулей) с дисперсным внутренним строением. Следовательно, температуру пайки изделий из данного сплава необходимо ограничивать 610 °С.

Испытание на смачивание образцов из сплава В1341 ТУ припоями СИЛ-1С (ТУ 1-9-555–77) и Ал12Г (ТУ 1-809-71–2009) в присутствии флюсовой пасты ФПА-1 ИМАВ.017.001ТУ проводили по ГОСТ 23904–79. Смачиваемость анализировали путем измерения краевого угла смачивания и площади растекания. Для испытания использовали пластинки

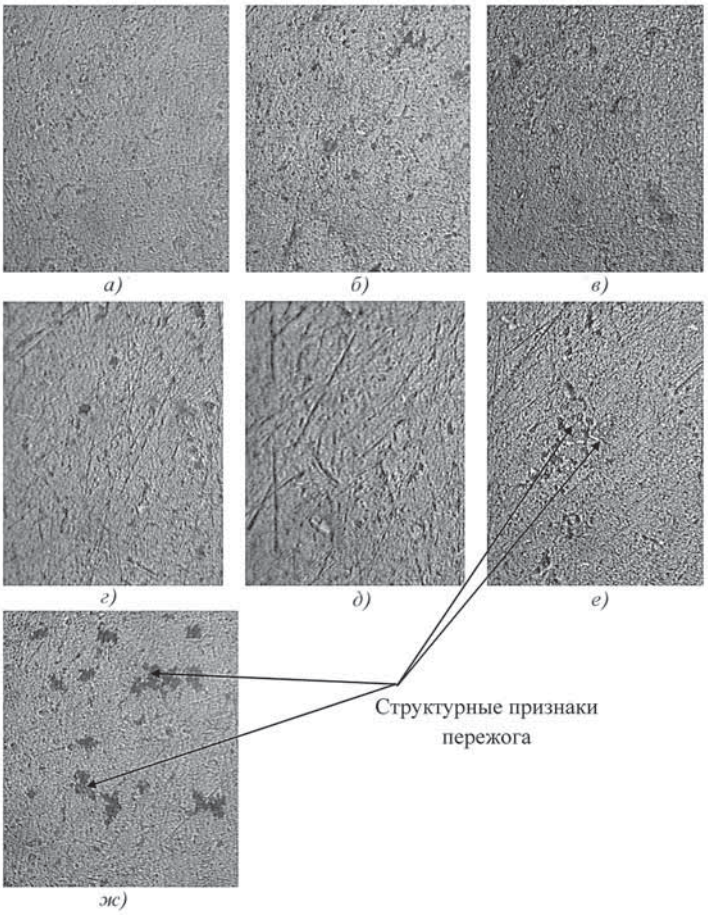


Рис. 1. Структура сплава В1341 после испытания на пережог (×500):
а – 555 °С; *б* – 570 °С; *в* – 580 °С; *г* – 590 °С; *д* – 600 °С; *е* – 610 °С; *ж* – 615 °С

припоев объемом 64 мм^3, которым придавали форму куба со сторонами 4 мм.

Испытание на смачивание припоем Ал12Г проводили при температуре 570 °С и выдержке 5 мин на трех образцах из сплава В1341 и трех контрольных образцах из сплава АМц. Испытание на смачивание припоем СИЛ-1С проводили при температуре 610 °С и продолжительности выдержки 5 мин на трех образцах из сплава В1341 и трех контрольных образцах из сплава АМц.

Краевые углы смачивания и площадей растекания измеряли путем обработки фотографий образцов на ПЭВМ. Результаты испытаний приведены на рис. 2–4 и в табл. 3, 4.

Приведенные в табл. 3 и 4 данные свидетельствуют о том, что по величинам показателей смачиваемости и растекаемости припоев СИЛ-1С и Ал12Г сплав В1341 не только не уступает широко используемому при изготовлении паяных БНК сплаву АМц, но и несколько превосходит последний.

На следующем этапе исследований были изготовлены макетные образцы комбинированного паяного корпуса из сплавов АМц и В1341 (рис. 5).

Ввиду больших геометрических размеров, высокой металлоемкости конструкции и разнотолщинности ее элементов для минимизации непропаев нагрев изделия под пайку осуществляли в расплаве солей. Суммарная длина непропаев после пайки не превышала 10 % общей протяженности паяных швов. После отмывки и осветления паяной конструкции непропаи были устранены ручной аргонодуговой сваркой.

По результатам исследований сделано заключение о высокой пригодности термически упрочняемого алюминиевого сплава В1341 для изготовления

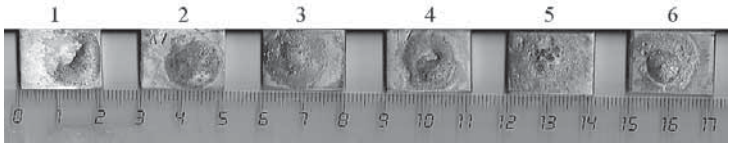
3. Краевые углы смачивания припоев СИЛ-1С и Ал12Г на сплавах АМц и В1341

Температура испытания и марка припоя	Номер образца	Сплав	Угол смачивания θ, °	
			Среднее значение	
			для образца	по трем образцам
570 °С, припой Ал12Г	1	АМц	16,4	12,4
	2		12,5	
	3		8,3	
	4	В1341	11,5	0,5
	5		9,9	
	6		10,1	
610 °С, припой СИЛ-1С	1	АМц	29,9	17,6
	2		14,0	
	3		9,0	
	4	В1341	7,4	7,3
	5		8,6	
	6		5,1	

4. Площадь растекания припоев СИЛ-1С и Ал12Г на сплавах АМц и В1341

Температура испытания и марка припоя	Номер образца	Сплав	Площадь растекания припоя, мм^2	Средняя площадь растекания припоя, мм^2
570 °С, припой Ал12Г	1	АМц	111	150,0
	2		148	
	3		190	
	4	В1341	150	195,7
	5		230	
	6		207	
610 °С, припой СИЛ-1С	1	АМц	92	123,0
	2		120	
	3		157	
	4	В1341	215	216,0
	5		208	
	6		226	

Рис. 2. Образцы из сплавов АМц (1–3) и В1341 (4–6) после испытаний на смачивание припоем Ал12Г при температуре 570 °С ➔



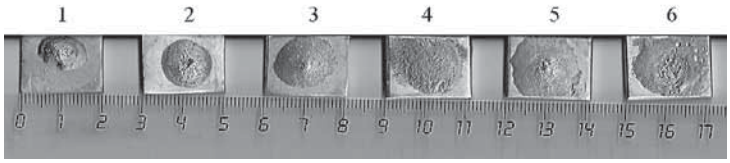
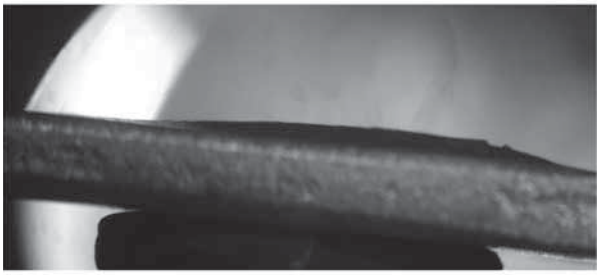


Рис. 3. Образцы из сплавов АМц (1–3) и В1341 (4–6) после испытаний на смачивание припоем СИЛ-1С при температуре 610 °С

паяных БНК. Его широкое внедрение в области космического приборостроения сдерживается, с одной стороны, ограничением сортамента листового проката

а)



б)

Рис. 4. Макрошлифы образцов из сплавов АМц (*а*) и В1341 (*б*) после испытаний на смачивание при температуре 610 °С

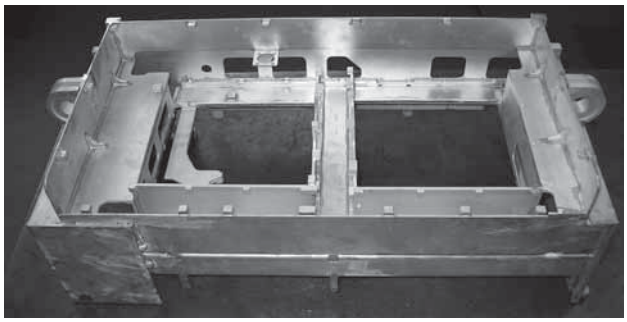


Рис. 5. Паяный корпус из сплавов АМц (стенки и проушины) и В1341 (силовые элементы), припой СИЛ-1С, температура пайки 595...605 °С

толщиной от 0,6 до 3,0 мм, а с другой – отсутствием продукции в отожженном состоянии поставки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Справочник** по конструкционным материалам / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 636 с.

2. **Свойства** листов из высокотехнологичного сплава В1341 / И.Н. Фридляндер, О.Е. Грушко, Л.М. Шевелева, С.В. Данилов // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 12. С. 3–7.

Андрей Владимирович Бажанов, канд. техн. наук, bav_7@mail.ru;
Игорь Николаевич Горностаев;
Владимир Валерьевич Степанов, канд. техн. наук;
Валерий Джураевич Ходжаев, канд. техн. наук

УДК 621.762

Н.А. Шестаков, В.Н. Субич, Ал.В. Власов *(Московский государственный индустриальный университет),*
Д.А. Ледовской *(ФГУП ГНПП "Темп", г. Москва)*

Зависимость материальных функций пористых материалов от схемы нагружения*

Предложена методика виртуальных экспериментальных работ по определению реологических свойств пористых материалов. Методика основана на конечно-элементном моделировании процесса деформации представительного элемента (материальной точки) сжимаемой среды. Приведены результаты экспериментальной проверки новой методики. Установлена зависимость материальных функций континуальной модели течения пористых материалов от схемы нагружения.

Ключевые слова: обработка материалов давлением; порошковая металлургия; сжимаемые материалы; механические свойства; функции плотности; моделирование.

The technique of virtual experimental works on determination of rheological properties of porous materials is offered. The technique is based on final and element modeling of deformation process of representative element (material point) of compressed environment. Results of experimental check of new technique are given. Dependence of material functions of continuous model of porous materials current from the loading scheme is established.

Keywords: plastic metal working; powder metallurgy; compressed materials; mechanical properties; functions of density; modeling.

Экспериментальные исследования механических свойств сред, имеющих поры, свидетельствуют о зависимости указанных свойств от схемы нагружения. Схема нагружения характеризуется двумя параметрами напряженного состояния:

параметром Надаи–Лоде

$$\mu_\sigma = 2\,\frac{\sigma_2 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} - 1, \qquad (1)$$

где σ_1, σ_2, σ_3 – главные напряжения, и коэффициентом жесткости

$$\eta = \frac{3\,\sigma}{\sigma_и}, \qquad (2)$$

где $\sigma = \sigma_{ii}/3$ – среднее напряжение (гидростатическое давление); $\sigma_и = \sqrt{(3/2)\,s_{ij}\,s_{ij}}$ – интенсивность напряжений; s_{ij} – компоненты девиатора напряжений.

Кроме того, при деформации *пористых материалов* (ПМ) процессы сдвигового и объемного деформирования взаимосвязаны. Одним из проявлений этой взаимосвязи может быть объемное расширение при действии сжимающих напряжений. Таким образом, ПМ относятся к классу дилатирующих материалов и для них не существует единых диаграмм зависимости между интенсивностью напряжений и интенсивностью деформаций, а также между гидростатической компонентой напряжений и объемной деформацией, инвариантных к схеме нагружения [1]. В работе [1] обосновано основное влияние параметра η.

Уравнения связи между деформациями и напряжениями для ПМ получают с использованием поверхности нагружения вида [2]:

$$\alpha\sigma_и^2 + \beta\sigma^2 = \sigma_{sп}^2 = \delta\sigma_s^2, \qquad (3)$$

где α, β и δ – функции относительной плотности p (одна из трех несущественная) и других характеристик материала и процесса деформирования (температуры и т.д.); $p = 1 - V_п/V$; $V_п$ – объем пор в пористой заготовке; V – объем пористой заготовки; σ_s, $\sigma_{s\,п}$ – напряжения текучести материала основы и пористого тела соответственно.

В соответствии с ассоциированным законом течения зависимости между деформациями и напряжениями при пластическом течении ПМ определяются так [2]:

$$\dot{e}_{ij} = 3\,\dot{\lambda}[\alpha s_{ij} + 2\beta\sigma\delta_{ij}/9]; \qquad (4)$$

$$\dot{e}_v = \dot{e}_{ij} = 2\,\dot{\lambda}\beta\sigma; \qquad (5)$$

*Работа выполнена в рамках исследований по гранту РФФИ № 12-08-00815-а.

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{e}_{ij} - e_{\text{v}}\delta_{ij}/3 = 3\dot{\lambda}\alpha s_{ij}; \qquad (6)$$

$$\dot{\lambda} = \dot{\bar{\varepsilon}}_{\text{и}} / 2\bar{\sigma}_{\text{и}}, \qquad (7)$$

где $\dot{e}_{ij}$ и $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – компоненты тензора и девиатора скоростей деформации; $\dot{\bar{\varepsilon}}_{\text{и}} = \sqrt{\dot{\varepsilon}_{\text{и}}^2/\alpha + \dot{e}_{\text{v}}^2/\beta}$ – интенсивность приведенных скоростей деформаций ПМ; $\dot{\varepsilon}_{\text{и}} = \sqrt{2\,\dot{\varepsilon}_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}/3}$ – интенсивность скоростей деформаций; $\dot{e}_{\text{v}}$ – скорость объемной деформации.

В приведенных соотношениях экспериментальному определению подлежат материальные функции α, β и $\sigma_{s\text{п}}$ в зависимости от относительной плотности. Эксперимент проводят путем одноосного сжатия без трения спеченных цилиндрических заготовок. Данные о текущей силе деформации, размерах образца и его плотности позволяют получить искомые функции $\alpha(p)$, $\beta(p)$, $\sigma_{s\,\text{п}}(p)$, которые в дальнейшем применяют в континуальной модели течения пористых материалов для расчета различных процессов деформации заготовок из ПМ.

В работе [3] приведены зависимости, необходимые для расчета перечисленных функций на основании экспериментальных данных по одноосному сжатию пористых образцов, а также предложена новая методика виртуальных экспериментальных исследований реологических свойств пористых материалов, получившая развитие в работах [4, 5].

Использование новой методики позволяет рассмотреть более общий случай – испытание цилиндрических образцов на одноосное сжатие с боковым давлением $q_{\text{б}}$ и на этой основе исследовать влияние схемы нагружения на материальные функции, применяемые в континуальной модели течения пористых материалов.

В указанном, более общем случае $\sigma_\rho = \sigma_\varphi = -q_{\text{б}}$, $\sigma_z = -q$, а величины $\sigma_{\text{и}}$, σ и компоненты девиатора напряжений вычисляются так:

$$\sigma_{\text{и}} = q - q_{\text{б}}; \quad \sigma = -\frac{1}{3}(q + 2q_{\text{б}});$$
$$s_\rho = s_\varphi = -q_{\text{б}} + \frac{1}{3}(q + 2q_{\text{б}}); \quad s_z = -q + \frac{1}{3}(q + 2q_{\text{б}}). \qquad (8)$$

В результате виртуального эксперимента определяются текущие значения осевого давления q, абсолютной плотности пористого тела $\rho_{\text{п}}$ и коэффициента поперечной деформации $\mu_p = -de_\rho / de_z$.

Подставляя (8) в (4), получаем формулу, связывающую коэффициент поперечной деформации $\mu_p = -\Delta\varepsilon_\rho / \Delta\varepsilon_z$ с функциями пористости при осевом сжатии с боковым давлением:

$$\mu_p = -\frac{1}{2}\frac{9\alpha(q - q_{\text{б}}) - 2\beta(q + 2q_{\text{б}})}{9\alpha(q - q_{\text{б}}) + \beta(q + 2q_{\text{б}})} =$$
$$= -\frac{1}{2}\frac{9(q - q_{\text{б}}) - 2\chi(q + 2q_{\text{б}})}{9(q - q_{\text{б}}) + \chi(q + 2q_{\text{б}})}, \qquad (9)$$

откуда

$$\chi = \frac{\beta}{\alpha} = -\frac{9}{2}\frac{(q - q_{\text{б}})}{(q + 2q_{\text{б}})}\frac{2\mu_p + 1}{\mu_p - 1}. \qquad (10)$$

Подставляя величины $\sigma_{\text{и}}$, σ и χ из (8) и (10) в (3), получаем соотношения для расчета функций α и β на основании экспериментальных данных:

$$\alpha = \frac{9\,\sigma_{s\,\text{п}}^2}{9(q - q_{\text{б}})^2 + \chi(q + 2q_{\text{б}})^2}; \qquad (11)$$

$$\beta = \alpha\,\chi. \qquad (12)$$

Формулы (11), (12) устанавливают функции пористости по результатам следующих двух видов испытаний: осевое сжатие с заданным боковым давлением и одноосное осевое сжатие.

Для проверки предлагаемого подхода были проведены физические и виртуальные эксперименты по определению зависимостей $\sigma_{s\,\text{п}} = \sigma_{s\,\text{п}}(p)$ и $\mu_p = \mu_p(p, \eta)$, а также $\alpha = \alpha(p, \eta)$ и $\beta = \beta(p, \eta)$.

Физические эксперименты проводили с использованием медного порошка марки ПМС-Н, из которого получали брикеты путем прессования с двухсторонним приложением нагрузки. После спекания в среде водорода в течение 12 ч при температуре в рабочих камерах 960 °С и с температурой разгона 620 °С относительная плотность брикетов составила 0,78.

Деформацию осуществляли на прессе Instron 1255, обеспечивающем точность измерения хода ползуна ±0,01 мм и точность измерения силы деформации ±2 %. Деформацию всех партий образцов проводили ступенчато с промежуточными разгрузками для измерения текущих размеров и плотности, а также уменьшения сил трения. Плотность определяли гидростатическим взвешиванием. Для уменьшения влияния сил трения применяли также полиэтиленовые прокладки и смазку "Литол". Шаг изменения степени деформации составлял 0,02...0,04. Испытания прекращали после образования магистральных трещин, приводящих к нарушению целостности образцов.

На рис. 1 приведены экспериментальные зависимости напряжения текучести $\sigma_{s\text{п}}$ от степени деформации ε_0, полученные при испытании спеченных образцов из медного порошка ПМС-Н с начальной плотностью 0,78 на осевое сжатие.

На рис. 1 кривая *3* представляет собой аппроксимацию результата физического эксперимента в соответствии с формулой

$$\sigma_{s\,\text{п}}(\varepsilon_0) = 48 + 295\,\varepsilon_0^{0,59}, \qquad (13)$$

где $\varepsilon_0 = \int \dot{\varepsilon}_{\text{и}}\,dt$ – степень деформации.

Кривая упрочнения материала основы (кривая *1* на рис. 1) получена путем испытания на осадку образцов из прутковой меди М1, соответствующей по химическому составу порошку марки ПМС-Н, и задана в виде степенной зависимости $\sigma_s = 435\,\varepsilon_0^{0,15}$.

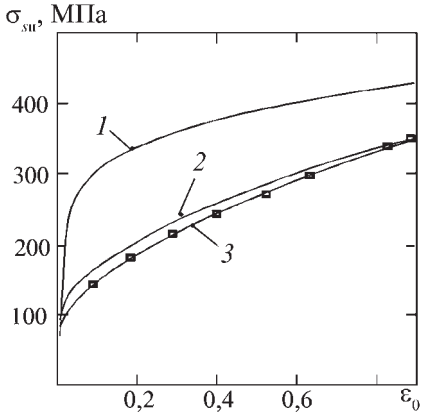


Рис. 1. Зависимости напряжения текучести $\sigma_{sп}$ образцов из пористой меди от степени деформации ε_0 при осевом сжатии без бокового давления:
1 – кривая упрочнения материала основы; *2* – виртуальный эксперимент; *3* – физический эксперимент

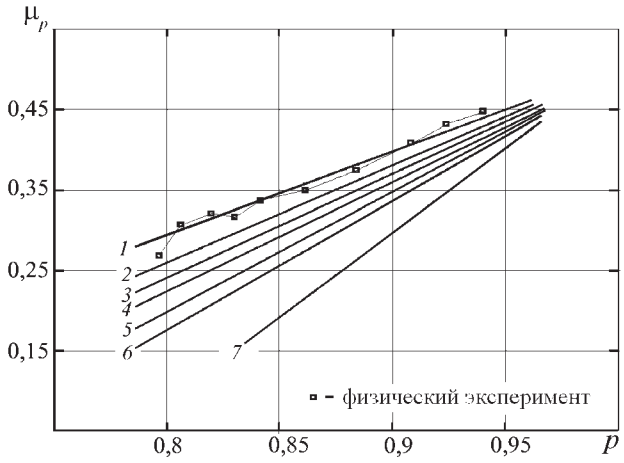


Рис. 2. Зависимость коэффициента поперечной деформации μ_p от относительной плотности *p* при различных значениях бокового давления $q_б$, МПа:
1 – аппроксимация физического эксперимента; *2* – 10; *3* – 20; *4* – 30; *5* – 40; *6* – 50; *7* – 100

В процессе проведения физического эксперимента получены также данные о коэффициенте поперечной деформации, аппроксимированные зависимостью (линия *1* на рис. 2):

$$\mu_p = 1{,}02\,p - 0{,}52. \qquad (14)$$

Далее были проведены виртуальные эксперименты по осадке представительных элементов одноосным сжатием в условиях осесимметричной деформации в соответствии с подходом, предложенным в работе [3], для той же начальной относительной плотности $p_н = 0{,}78$. Для этого выбрана прямоугольная двумерная область размером 100×50 конечных элементов (КЭ). Из них для $p_н = 0{,}78$ количеству КЭ, равному 0,78×100×50, присвоены свойства материала основы, а количество КЭ, равное 0,22×100×50, случайным образом удалено для имитации пористого строения элементарного (представительного) объема ПМ.

Боковое давление для виртуальных экспериментов по осевому сжатию пористых образцов (представительных объемов) приняли равным 10, 20, 30, 40, 50 и 100 МПа и поддерживали постоянным в процессе деформации. Свойства материала основы для виртуального эксперимента задавали в соответствии с приведенным выше соотношением $\sigma_s = 435\,\varepsilon_0^{0{,}15}$.

В качестве результатов расчета получен текущий объем представительного элемента и его размеры: высота и средний диаметр, а также текущая относительная плотность и зависимость силы деформации от хода ползуна. Следует отметить, что в реальных материалах, используемых для исследования механических свойств, поры также распределены случайным образом. Поэтому при сопоставлении расчетных и экспериментальных данных можно сравнивать только средние значения параметров и применять их для оценки точности расчетных величин.

Результаты физического и виртуального экспериментов сопоставляли для одноосного сжатия без бокового давления по величине погрешности при расчете напряжения текучести пористого материала $\sigma_{sп}$ и коэффициента поперечной деформации μ_p. Результат сопоставления показан на рис. 1 и 2. В обоих случаях совпадение результатов удовлетворительное, что позволяет рекомендовать метод виртуальных экспериментальных работ применять на практике.

Полученные методом КЭ данные о коэффициенте поперечной деформации $\mu_p = \mu_p(p, \eta)$ (кривые *2–7* на рис. 2) и осевом давлении $q = q(p, \eta)$ при различных значениях бокового давления аппроксимированы следующими зависимостями:

при давлении 10 МПа: $\mu_p^{(10)} = 1{,}2\,p - 0{,}7$; $q^{(10)} = 1{,}213 \cdot 10^3\,p - 800{,}37$;

при давлении 20 МПа: $\mu_p^{(20)} = 1{,}26\,p - 0{,}76$; $q^{(20)} = 1{,}263 \cdot 10^3\,p - 880{,}37$;

при давлении 30 МПа: $\mu_p^{(30)} = 1{,}39\,p - 0{,}89$; $q^{(30)} = 1{,}313 \cdot 10^3\,p - 920{,}37$;

при давлении 40 МПа: $\mu_p^{(40)} = 1{,}5\,p - 1$; $q^{(40)} = 1{,}363 \cdot 10^3\,p - 960{,}37$;

при давлении 50 МПа: $\mu_p^{(50)} = 1{,}62\,p - 1{,}12$; $q^{(50)} = 1{,}413 \cdot 10^3\,p - 1 \cdot 10^3$;

при давлении 100 МПа: $\mu_p^{(100)} = 1{,}8\,p - 1{,}3$; $q^{(100)} = 1{,}663 \cdot 10^3\,p - 1{,}2 \cdot 10^3$.

Результаты расчета функций $\alpha = \alpha(p, \eta)$ и $\beta = \beta(p, \eta)$ по формулам (11) и (12) приведены на рис. 3.

Полученные результаты позволили сделать следующие выводы. Во-первых, приведенные на рис. 3 данные свидетельствуют о том, что схема напряженного состояния оказывает значительное влияние на функции пористости при плотности меньше ≈0,9. При более

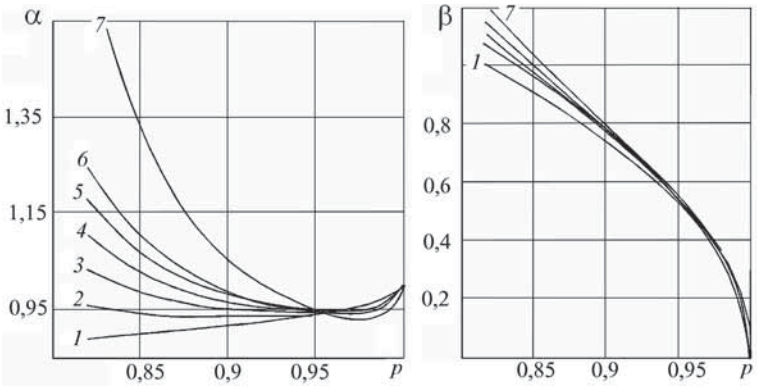


Рис. 3. Зависимости функций $\alpha = \alpha(p, \eta)$ и $\beta = \beta(p, \eta)$ от текущей относительной плотности p при различных значениях бокового давления $q_б$, МПа:

1 – осевое сжатие без бокового давления; *2* – 10; *3* – 20; *4* – 30; *5* – 40; *6* – 50; *7* – 100

высокой плотности влияние схемы напряженного состояния можно считать несущественным. Во-вторых, при повышении гидростатического давления возрастает роль сдвигового механизма деформации и уплотнения, так как при этом функция $\alpha = \alpha(p, \eta)$ возрастает значительно быстрее, чем функция $\beta = \beta(p, \eta)$.

Для иллюстрации влияния схемы напряженного состояния на результаты расчета течения пористого материала можно привести следующие численные данные. При относительной плотности $p = 0{,}8$ величины $\alpha = \alpha(p, \eta)$ и $\beta = \beta(p, \eta)$ принимают значения: $\alpha^{(0)} = 0{,}89$; $\beta^{(0)} = 0{,}996$, а давление осевого сжатия $q = \sigma_{sп} = 130{,}034$ МПа. Эти данные соответствуют данным, полученным при испытании на осевое сжатие без бокового давления.

Учитывая, что согласно (8) $\sigma_и = q - q_б = 130{,}034$ МПа, $\sigma = -\frac{1}{3}(q + 2q_б) = -43{,}346$ МПа, подставим $\alpha^{(0)}$, $\beta^{(0)}$, $\sigma_и$ и σ в левую часть условия (3). В результате получим $\sqrt{\alpha\sigma_и^2 + \beta\sigma^2} = 130{,}034$ МПа, т.е. условие удовлетворяется.

По существующим методикам считается, что для плотности $p = 0{,}8$ независимо от схемы напряженного состояния величины α и β принимают указанные значения. Согласно таким представлениям рассмотрим случай нагружения осевым сжатием с боковым давлением $q_б = 50$ МПа. При этом $\sigma_и = q^{(50)} - q_б = 80{,}4$ МПа; $\sigma = -\frac{1}{3}(q^{(50)} + 2q_б) = -76{,}8$ МПа. Подставляя эти значения, а также $\alpha^{(0)}$, $\beta^{(0)}$ в левую часть условия (3), получаем $\sqrt{\alpha\sigma_и^2 + \beta\sigma^2} = 107{,}84$ МПа, т.е. условие (3) не удовлетворяется. Ошибка в данном случае составляет 17,1 %.

Если принять для расчета $\alpha^{(50)} = 1{,}415$; $\beta^{(50)} = 1{,}316$ (см. рис. 3, кривая *6*), то $\sqrt{\alpha\sigma_и^2 + \beta\sigma^2} = \sqrt{1{,}415 \cdot 80{,}4^2 + 1{,}316 \cdot 76{,}8^2} = 130{,}034$ МПа, что точно удовлетворяет условию (3).

Выводы

1. Разработана методика проведения виртуальных экспериментальных работ путем нагружения представительного объема (материальной точки) пористого тела осевым сжатием с боковым давлением для исследования влияния схемы напряженного состояния на реологические свойства пористых материалов. Методика основана на создании модели КЭ представительного объема (материальной точки) пористого тела со случайно распределенными прямоугольными пустыми КЭ, имитирующими свойства пор.

2. Для проверки адекватности методики виртуальных экспериментальных работ проведены натурные экспериментальные исследования сопротивления деформации и функций пористости в зависимости от текущей плотности и схемы напряженного состояния с использованием спеченных образцов из медного порошка марки ПМС-Н. Сопоставление результатов виртуального и физического экспериментов показало, что отклонения расчетных данных от экспериментальных составляет не более 10 %.

3. Новая методика виртуального исследования свойств спеченных порошковых материалов может быть рекомендована для практического применения взамен физических экспериментальных исследований пористых материалов и последующего использования результатов виртуальных экспериментальных работ для расчета процессов пластического течения сжимаемых сред на основе континуальных представлений.

4. Установлено, что при относительной плотности ПМ меньше 0,85...0,9 влияние схемы напряженного состояния, характеризуемой коэффициентом жесткости η, становится значительным, что необходимо учитывать в практических расчетах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ломакин Е.В.** Механика сред с зависящими от вида напряженного состояния свойствами // Физическая мезомеханика. 2007. № 10 (5). С. 41–52.

2. **Шестаков Н.А., Субич В.Н., Демин В.А.** Уплотнение, консолидация и разрушение пористых материалов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2011. 264 с.

3. **Власов А.В., Субич В.Н., Шестаков Н.А.** Моделирование механических свойств пористых и композитных материалов // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 3. С. 31–35.

4. **Шестаков Н.А., Субич В.Н., Власов Д.А.** Расчетный метод построения истинных кривых упрочнения пористых и композиционных материалов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2010. № 10. С. 15–20.

5. **Шестаков Н.А., Субич В.Н., Демин В.А., Тимофеев В.Н.** Моделирование механических характеристик сжимаемых материалов // Обработка материалов давлением: сб. науч. тр. Краматорск. 2010. № 1 (22). С. 194–199.

Николай Александрович Шестаков, д-р техн. наук, shes48@yandex.ru;
Вадим Николаевич Субич, д-р техн. наук;
Алексей Викторович Власов, д-р техн. наук;
Дмитрий Александрович Ледовской

УДК 621.771

А.Е. Феофанова *(Московский государственный машиностроительный университет "МАМИ")*
В.Ю. Лавриненко *(Московский государственный индустриальный университет)*

Построение математической модели процесса удара при осадке цилиндрических заготовок

На основе метода многофакторного планирования эксперимента построена математическая модель процесса ударного деформирования цилиндрической заготовки бабой специальной конструкции в виде уравнения регрессии, определяющего зависимость степени деформации заготовки от энергии удара, размеров и массы шариков, засыпаемых в специальную бабу.

Ключевые слова: удар; осадка; метод многофакторного планирования эксперимента; математическая модель; уравнение регрессии.

Mathematical model of impact during upsetting by multifactor analyses based on experimental researches is defined. Mathematical model is regression equation for rate of deformation depending on size and mass of balls, which are filled to special ram.

Keywords: impact; upsetting; multifactor analysis; mathematical model; regression equation.

При построении математической модели процесса удара при осадке цилиндрических заготовок на основе метода многофакторного планирования использовали результаты экспериментальных исследований процесса осадки заготовок на специальной установке, состоящей из вертикального копра и системы скоростной видеосъемки.

Во время видеосъемки процесса осадки заготовки цифровой видеокамерой FastVideo-250 данные в непрерывном режиме поступали в оперативную память компьютера, на котором видеоизображения обрабатывали с помощью базового программного обеспечения, что позволяет определить продолжительность удара, деформацию заготовок и скорость движения бабы.

В качестве материала заготовок для моделирования горячего деформирования использовали прессованный свинец.

Для деформирования заготовок на копре использовали стандартную цельнометаллическую бабу, а также специальную бабу [1], заполненную металлическими шариками из стали ШХ15 диаметром $D_ш$ =1; 2; 6 и 12 мм. Массы стандартной и специальной бабы принимали одинаковыми и равными 22,3 кг. Масса корпуса специальной бабы 13,4 кг, а масса засыпаемых внутрь шариков соответственно $m_ш$ = 4,5; 6,7 и 8,9 кг (отношение массы всех шариков к общей массе бабы $K_M = \frac{m_ш}{m_б}$ = 0,2; 0,3 и 0,4).

Использовали заготовки со следующими размерами: высота $H_{заг}$ = 26 мм, диаметр $D_{заг}$ = 50 мм; $H_{заг} / D_{заг} \approx 0{,}5$.

Бабу копра сбрасывали с различных высот: 0,5; 1,25 и 2 м, которым соответствуют следующие энергии удара A = 109,3; 273,2 и 437,1 Дж; теоретические скорости движения бабы в момент соударения с заготовкой 3,13; 4,95 и 6,26 м/с и фактические скорости движения бабы 3; 4,8 и 6 соответственно. Разницу между теоретическими и фактическими значениями скоростей (≈5 %) можно объяснить потерями на трение в направляющих копра.

При дальнейшей обработке видеоизображений процесса осадки определяли перемещение бабы по ходу осадки и деформацию заготовок ε.

Установлено, что применение специальной бабы для осадки заготовок значительно увеличивает степень деформации (на 20...60 %) по сравнению со стандартной бабой [2].

Для обработки результатов экспериментальных исследований и построения математической модели процесса ударного деформирования специальной бабой использовали метод многофакторного планирования эксперимента. Применение данного метода позволяет выявить общие закономерности исследуемого процесса в зависимости от различных параметров и факторов, оценить влияние этих факторов на протекание процесса, а также проводить анализ построенных математических моделей процесса для нахождения экстремальных точек и оптимизации.

В качестве независимых факторов были приняты следующие величины:

1) отношение массы одного шарика к массе бабы $K_{1M} = \frac{m_{1ш}}{m_б}$, при этом масса одного шарика $m_{1ш}$ диаметром 1; 2; 6 и 12 мм составляет $4{,}1 \cdot 10^{-6}$; $3{,}3 \cdot 10^{-5}$; $8{,}9 \cdot 10^{-4}$ и $7 \cdot 10^{-3}$ кг;

2) энергия удара A;

3) отношение массы всех шариков к массе бабы $K_M = \frac{m_ш}{m_б}$.

1. Уровни и интервалы варьирования факторов

i	Фактор	Значение X_i	Уровень F_i
1	K_{1M}	$0{,}2 \cdot 10^{-6}$	0
		$1{,}5 \cdot 10^{-6}$	1
		$40 \cdot 10^{-6}$	2
		$300 \cdot 10^{-6}$	3
2	A, Дж	109,3	0
		273,2	1
		437,1	2
3	K_M	0,2	0
		0,3	1
		0,4	2

Интервалы варьирования факторов соответствовали принятым при проведении экспериментов значениям.

Уровни и интервалы варьирования факторов приведены в табл. 1.

Полный факторный эксперимент типа $4 \cdot 3^2$ в данном случае должен включать 36 экспериментов. Для сокращения числа опытов было решено строить модель только главных эффектов. Эту модель можно представить в виде:

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^{3} b_i X_i + \sum_{i=1}^{3} b_{ii} X_i^2 + b_{111} X_1^3, \qquad (1)$$

где b_0, b_i, b_{ii}, b_{111} – коэффициенты регрессионной модели.

2. Матрица плана эксперимента в кодах X_i и F_i

Номер эксперимента	X_1, 10^{-6}	X_2	X_3	F_1	F_2	F_3
1	0,2	109,3	0,2	0	0	0
2	40	109,3	0,3	2	0	1
3	300	109,3	0,4	3	0	2
4	1,5	109,3	0,2	1	0	0
5	0,2	273,2	0,3	0	1	1
6	40	273,2	0,2	2	1	0
7	300	273,2	0,2	3	1	0
8	1,5	273,2	0,4	1	1	2
9	0,2	437,1	0,4	0	2	2
10	40	437,1	0,2	2	2	0
11	300	437,1	0,2	3	2	0
12	1,5	437,1	0,3	1	2	1
13	0,2	109,3	0,2	0	0	0
14	40	109,3	0,4	2	0	2
15	300	109,3	0,3	3	0	1
16	1,5	109,3	0,2	1	0	0

План получили с помощью подходящего преобразования из плана типа 4^5 из каталога стандартных планов, включающего 16 экспериментов. Составленная матрица плана эксперимента в кодах X_i и F_i приведена в табл. 2.

После обработки результатов экспериментов проведены проверка значимости коэффициентов уравнения регрессии по критерию Стьюдента и проверка адекватности по критерию Фишера при принятом уровне значимости 5 %.

В результате построено уравнение регрессии, описывающее процесс удара при осадке специальной бабой и показывающее зависимость степени деформации заготовки от размеров и массы шариков, засыпаемых в специальную бабу, а также энергии удара:

$$\varepsilon = -8 + 71 \cdot 10^4 K_{1M} + 0{,}144 A + 2{,}156 K_M - \\ - 19{,}4 \cdot 10^9 K_{1M}^2 - 15 \cdot 10^{-5} A^2 - 6{,}2 K_M^2 + 56{,}9 \cdot 10^{12} K_{1M}^3. \qquad (2)$$

На рис. 1 представлены зависимости степени деформации заготовок при осадке от энергии удара при различных значениях K_M и K_{1M}, построенные по уравнению (2).

Степень деформации максимальна при использовании шариков с $K_{1M} = 300 \cdot 10^{-6}$ при $K_M = 0{,}2$, т.е. при наименьшем числе засыпаемых в специальную бабу шариков (см. рис. 1, кривая *4*).

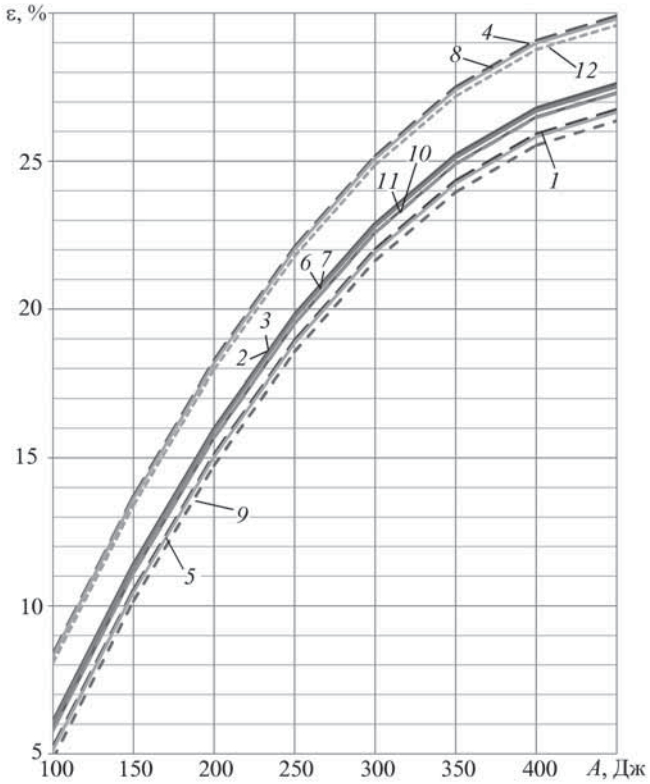


Рис. 1. Зависимость степени деформации ε заготовок от энергии удара *A*:
1–4 – $K_M = 0{,}2$; *5–8* – $K_M = 0{,}3$; *9–12* – $K_M = 0{,}4$; *1, 5, 9* – $K_{1M} = 0{,}2 \cdot 10^{-6}$; *2, 6, 10* – $K_{1M} = 1{,}5 \cdot 10^{-6}$; *3, 7, 11* – $K_{1M} = 40 \cdot 10^{-6}$; *4, 8, 12* – $K_{1M} = 300 \cdot 10^{-6}$

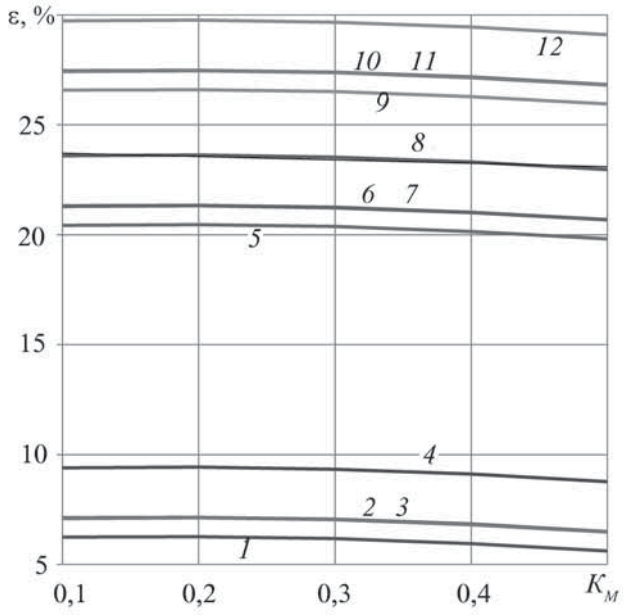


Рис. 2. Зависимость степени деформации заготовок от величины K_M:
1–4 – A = 109,3 Дж; *5–8* – A = 273,2 Дж; *9–12* – A = 437,1 Дж; *1*, *5*, *9* – $K_{1M} = 0{,}2\cdot10^{-6}$; *2*, *6*, *10* – $K_{1M} = 1{,}5\cdot10^{-6}$; *3*, *7*, *11* – $K_{1M} = 40\cdot10^{-6}$; *4*, *8*, *12* – $K_{1M} = 300\cdot10^{-6}$

На рис. 2 приведены зависимости степени деформации заготовок от величины K_M при различных значениях энергии удара A и K_{1M}.

Необходимо отметить почти полное совпадение кривых, соответствующих значениям $K_{1M} = 1{,}5\cdot10^{-6}$ и $K_{1M} = 40\cdot10^{-6}$ на рис. 1 и 2, кривые *2* и *3*, *6* и *7*, *10* и *11*, что свидетельствует о незначительном влиянии на степень деформации размера шариков в данном диапазоне.

В результате анализа построенной регрессионной зависимости (2) из условий:

$$\frac{d\varepsilon}{dK_{1M}} = 0 \quad \text{и} \quad \frac{d\varepsilon}{dK_M} = 0 \qquad (3)$$

были определены значения параметров специальной бабы, которым соответствуют наибольшие значения степени деформации заготовок при осадке и, соответственно, максимальный коэффициент полезного действия удара:

$$K_{1M}^{\text{опт}} = 280\cdot10^{-6} \quad \text{и} \quad K_M^{\text{опт}} = 0{,}17.$$

Пример. Определить параметры специальной бабы молота для осадки стальной заготовки с размерами $D_{\text{заг}}$ = 150 мм, $H_{\text{заг}}$ = 100 мм. Осадку провести до высоты $H_{\text{пок}}$ = 80 мм на молоте с массой падающих частей (баба, шток и поршень) G = 1000 кг и энергией удара A = 25 кДж.

Температура начала осадки 1200 °С, температура окончания осадки 900 °С.

Предел прочности стали $\sigma_{\text{в}}$ = 400; 20 и 45 МПа при температуре t = 20; 1200 и 900 °С соответственно.

Из соотношения массы одного шарика специальной бабы молота к массе падающих частей молота:

$$K_{1M} = \frac{m_{1\,\text{ш}}}{G} = 280\cdot10^{-6}$$

определяем массу одного шарика:

$$m_{1\,\text{ш}} = 280\cdot10^{-6}\cdot1000 = 280\cdot10^{-3} \text{ кг}.$$

Соответственно, диаметр шарика специальной бабы молота равен:

$$D_{\text{ш}} = 2\sqrt[3]{\frac{3\,m_{1\text{ш}}}{4\,\pi\rho}} = 2\sqrt[3]{\frac{3\cdot280\cdot10^{-3}}{4\,\pi\,7{,}85\cdot10^{3}}} = 0{,}04 \text{ м},$$

где ρ – плотность стали.

Из соотношения массы всех шариков специальной бабы молота к общей массе падающих частей молота:

$$K_M = \frac{m_{\text{ш}}}{G} = 0{,}17$$

определяем массу всех шариков специальной бабы:

$$m_{\text{ш}} = 0{,}17\cdot1000 = 170 \text{ кг}.$$

Выводы

1. Применение специальной бабы для осадки цилиндрических заготовок приводит к увеличению степени деформации от 20 до 60 % по сравнению со стандартной бабой.

2. Построена математическая модель процесса ударного деформирования специальной бабой на основе метода многофакторного планирования эксперимента в виде уравнения регрессии, определяющего зависимость степени деформации заготовки от размеров и массы шариков, засыпаемых в специальную бабу, и энергии удара.

3. В результате анализа математической модели установлено, что для получения наибольшей степени деформации заготовки при осадке специальной бабой необходимо использовать шарики с $K_{1M} \geq 280\cdot10^{-6}$ и $K_M \leq 0{,}17$.

Полученные значения параметров специальной бабы можно использовать при разработке технологических процессов ковки на молотах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. на полезную модель 96804 РФ.** Устройство бабы молота / А.Е. Феофанова, В.Ю. Лавриненко, Е.И. Семёнов. 2010.

2. **Феофанова А.Е., Лавриненко В.Ю.** Экспериментальные исследования процесса удара при осадке цилиндрических заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 12–15.

Анна Евгеньевна Феофанова, д-р техн. наук;
Владислав Юрьевич Лавриненко, канд. техн. наук,
lvq1@mail.msiu.ru

УДК 621.762.001

В.М. Воробьёв *(ООО "МНТЦ Аверт", Москва)*

Теоретические основы и методики построения профилей каналов сложной аэродинамической формы многоразъемных штампов

Рассмотрены методы и способы построения теоретических решеток профилей каналов сложной аэродинамической формы многоразъемных штампов. Силы раскрытия, действующие в каналах, зависят от формы профиля вентиляторных, компрессорных и турбинных рабочих колес различных агрегатов газотурбинных двигателей и гидравлических машин.

Ключевые слова: теоретические решетки; каналы аэродинамического профиля; турбоагрегаты; центробежные насосы.

The methods and ways for construction of theoretical arrays of profiles of complex aerodynamic form and channels of multisectional dies are considered. Forces disclosure operating in channels depend on the form of profile of fan compressor and turbine driving wheels of different aggregates of gas-turbine engines and hydraulic machines.

Keywords: theoretical arrays; channels of aerodynamic profile; turboaggregates; centrifugal pumps.

Целью работы являются рассмотрение теоретических основ процесса формоизменения штампованных поковок типа "диск с лопатками" в многоразъемных штампах с каналами сложного аэродинамического профиля и разработка теоретических подходов, которые позволили бы рассчитывать силовые параметры в многоразъемных разборных и неразборных штампах в процессе деформирования.

Многоразъемные штампы представляют собой сложные многозвенные механические системы с матрицей, состоящей из нескольких десятков отдельных элементов (штамповых вставок), которая крепится в нижней части штампа.

В литературе по теории ГТД известно много способов построения пространственных решеток лопаточного аппарата, позволяющих вести расчеты газового цикла, это так называемые круговые цилиндрические решетки.

Если, по аналогии, рассечь цилиндрической поверхностью многоканальную матрицу, то получим круговые решетки, которые принципиально отличаются от существующих, потому что это теоретически обратная задача.

Эта обратная теоретическая задача заключается в следующем, если в первом случае лопатку обтекает воздух (газ) по межлопаточному каналу, то во втором случае межлопаточный канал закрыт и деформируемый металл "втекает в лопатку".

На рис. 1 на профиле канала *1* показаны основные параметры: вогнутая сторона *2* или антиспинка, выпуклая сторона *3* или антикорыто, радиусы r_1 и r_2 канала входной и выходной кромки колеса соответственно.

Геометрическое место центров окружностей, вписанных в профиль канала, образует среднюю линию.

Прямая, соединяющая концы средней линии у антивходной и антивыходной кромок, является хордой профиля канала с длиной b, а диаметр C_{max} наибольшей из вписанных окружностей – толщиной профиля канала.

Профиль лопатки часто задают двумя координатами его точек: абсциссой X, отсчитываемой по хорде обычно от входной к выходной части, и ординатой точек, образующих вогнутую часть $У_к$ и выпуклую $У_с$ стороны, профиль канала с учетом поправок от действия различных факторов при заполнении канала металлом, задают аналогично.

Профиль канала штампа характеризуется относительными значениями его основных параметров, выраженными отношением этих параметров к хорде (b):

– относительная абсцисса $\bar{x} = x / b$;

– относительные ординаты:

антиспинки $\bar{Y}_{ас} = Y_{ас} / b$;

антикорыта $\bar{Y}_{ак} = Y_{ак} / b$;

– относительная толщина профиля $\bar{C} = C_{max} / b$;

– относительная вогнутость (кривизна) профиля $\bar{f} = f_{max} / b$;

– относительная абсцисса места максимальной толщины профиля $\bar{X}_C = X_C / b$;

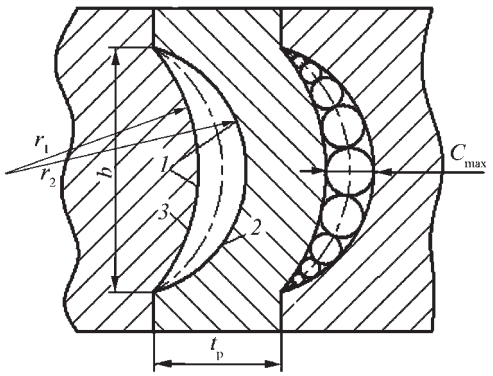


Рис. 1. Профиль канала штампа

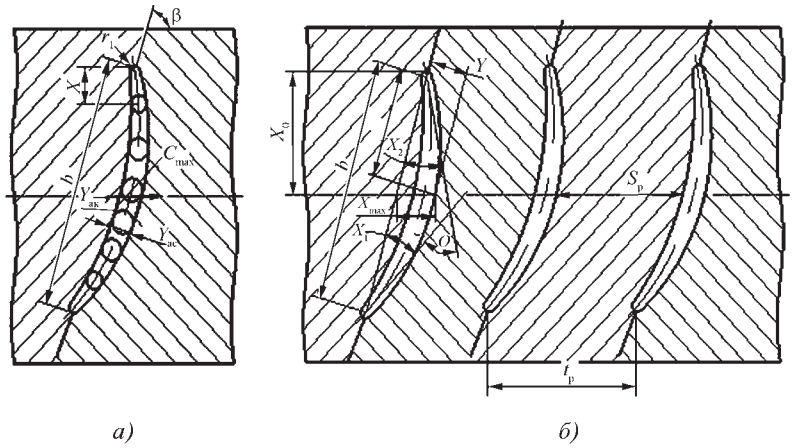


Рис. 2. Геометрические параметры профиля канала штампа (*а*) и средней линии профиля канала (*б*)

– относительная абсцисса места максимальной вогнутости $\overline{X}_f = X_f / b$.

Если профиль канала образуется сопряжением дуг окружностей и прямых линий, то его очертания можно задавать координатами центров окружностей, их радиусами и координатами точек сопряжения в зависимости от средней линии.

Профиль решетки каналов (рис. 2) характеризуется следующими углами:

1) X_1 и X_2 – углы изгибы кромок профиля;

2) ν_b – угол выноса (угол установки) профиля.

Решетка каналов штампа характеризуется следующими параметрами:

1) $S_р$ – ширина решетки;

2) $t_р$ – шаг решетки, равный расстоянию между двумя одноименными точками соседних штамповых вставок;

3) $b / t_р$ – густота решетки (обратная величина или относительный шаг);

4) β – угол расположения (установки) по отношению к горизонтальной плоскости.

Штамповые каналы, как правило, непрерывно сужаются от входа металла к конечной длине, что приводит к уменьшению площадей проходных сечений.

Изменение угла установки профиля приводит к закручиванию потока деформированного металла вокруг оси канала.

Решетка каналов штампа, являясь наиболее общим объектом исследований течения деформируемого металла в многоразъемных штампах, переходит в одиночный канал при условии $t_р \to \infty$ при b = const, другим предельным значением является бесконечно густая решетка $t_р \to 0$ при b = const.

Относительные диаметры штампованных рабочих колес авиационных и других лопаточных машин могут быть различными в зависимости от конструктивного чертежа детали.

Построение средней линии профиля канала штампа. Среднюю линию исходного профиля (по конструкторскому чертежу) изгибают по дуге круга или параболе,

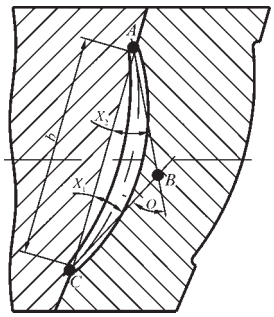


Рис. 3. Построение средней линии

чтобы углы у радиусов r_1 и r_2 под углами X_1 и X_2 соответствовали расчету с учетом сил давления в канале штампа.

Для повышения точности среднюю линию профиля канала, как и всего профиля, следует строить в большом масштабе (М 1:10). При графическом построении средней линии проводят отрезки *AB* и *CB* из концов хорды $AC = b$ под углами X_1 и X_2 (рис. 3).

Отрезки *AB* и *CB* разбивают на равные части (*1*, *2*, *3*). Одноименные точки соединяют прямыми, затем проводят огибающую, которая является средней линией, изогнутой по параболе.

Сила раскрытия между вставками в многоразъемном составном штампе. В каналах сложного аэродинамического профиля в процессе заполнения их деформируемым металлом возникают силы раскрытия (рис. 4) (по аналогии с аэродинамической подъемной силой). Под действием потока деформируемого металла за счет разности контактных поверхностей двух рядом стоящих штамповых вставок возникают силы раскрытия, которые могут быть различными.

При формоизменении в неразборных штампах для поковки типа А и В.3.4. (см. таблицу), где контактные

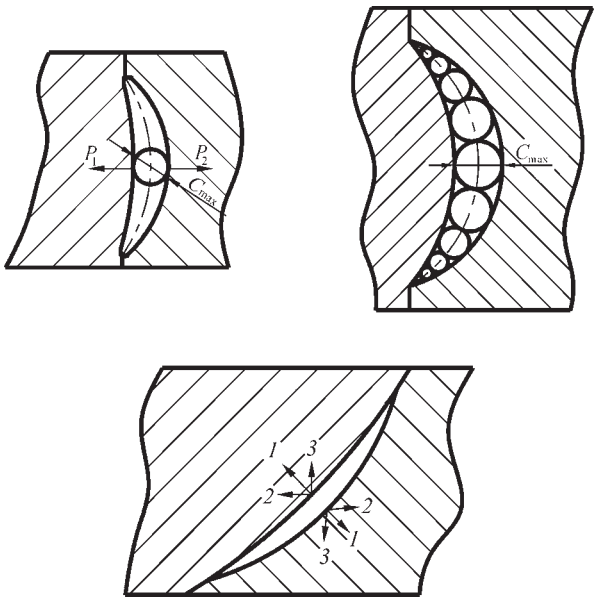


Рис. 4. Силы раскрытия

поверхности одинаковой площади и углы установки профиля канала $\alpha/2$ также равны, возникающие силы раскрытия взаимоуравновешивают течение упругопластического клина.

При формоизменении поковок типа Б в зависимости от профиля канала возникают различные силы раскрытия. Так, в случае поковки типа Б.2.2 форма профиля канала соответствует форме профиля лопатки турбинного колеса.

Отмечается большая разница в значениях контактных площадей антиспинки и антикорыта, что приводит к возникновению сил раскрытия в каждом канале.

Суммарная сила от силы раскрытия достигает больших значений

$$P = (F_{ас} - F_{ак})\, P_{уд}\, n, \qquad (2)$$

где $F_{ас}$, $F_{ак}$ – площадь поверхности антиспинки и антикорыта канала соответственно; $P_{уд}$ – удельное давление в штампе; n – число лопаток.

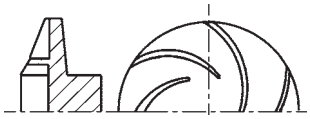
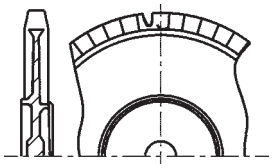
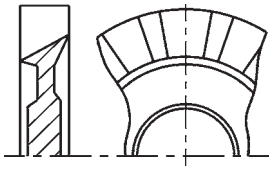
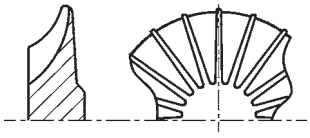
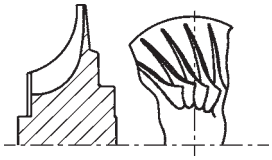
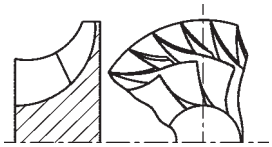
Сила раскрытия действует по окружности расположения штамповых вставок в зависимости от направления больших поверхностей в канале штампа.

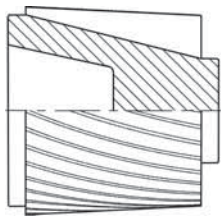
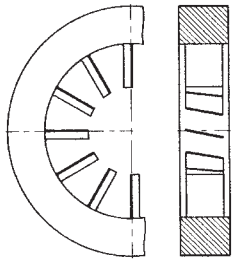
Самым сложным по силам раскрытия нагружения (Б.2.3) является заполнение каналов деформируемым металлом при формоизменении профилей компрессорных лопаток.

Разница в площади контактных поверхностей не большая, поэтому их влияние на силу раскрытия минимальное, но канал имеет угол закрутки, равный углу закрутки лопатки компрессорного колеса.

Силы раскрытия действуют перпендикулярно средней линии канала. Разложив равнодействующие на вертикальные и горизонтальные составляющие, получим, что горизонтальные составляющие с определенным допущением уравновешиваются, а вертикальные составляющие образуют пару сил с плечом C_{max}. Силы раскрытия в данном случае максимальны,

Классификация цельноштампованных колес

Тип		Вид		Группа		Эскиз
Конструктивные признаки		Технологические особенности		Форма аэродинамической поверхности		
А	Радиальные диффузоры	1	Межлопаточные каналы открытые. Прямое выдавливание	1	Поверхность лопаток линейчатая	
Б	Осевые заборники	2	Межлопаточные каналы открытые. Боковое выдавливание	2	Поверхность ступицы линейчатая	
				3	Поверхность ступицы сложнофасонная	
В	Радиальные крыльчатки	3	Межлопаточные каналы полузакрытые. Комбинированное выдавливание	4	Поверхность лопаток плоская	
				5	Поверхность лопаток пространственная сложнофасонная	
				6	С промежуточными лопатками	

Тип		Вид		Группа		Эскиз
Конструктивные признаки		Технологические особенности		Форма аэродинамической поверхности		
Г	Направляющие аппараты	4	Межлопаточные каналы полуоткрытые	7	Поверхность лопатки линейчатая	
Д	Направляющие аппараты	5	Межлопаточные каналы закрытые. Аксиальное выдавливание	8	Поверхность лопатки сложнофасонная	

зависят от силы деформирования формы и размеров каналов, угла закрутки профиля каналов.

Результаты экспериментальных исследований показали, что под действием сил раскрытия профили штампованных лопаток в каналах штампа могут смещаться относительно контактных поверхностей двух рядом стоящих штамповых вставок до 1,2...1,7 мм.

Третий тип В.3.5 и В.3.6 при формоизменении характеризуется действием сил раскрытия, которые принадлежат первому типу А и второму типу В.

В данном случае силы раскрытия рассматриваемых типоразмеров штампуемых колес минимальны, так как основные силы по высоте лопаток уравновешиваются.

Влияние этих факторов учитывается формулой, полученной в результате динамического анализа системы "молот с газовым приводом – многоканальный штамп с многоразъемной матрицей – деформируемая заготовка" с помощью высокоскоростной кинокамеры СКС-1м, что дало возможность по перемещениям во времени найти скорости течения металла в каналах штампа и получить следующую формулу [1]:

$$P_{\text{р}} = R\,F_k\,\lg\lambda\left(\frac{\rho\,\text{v}^2}{2}\right), \qquad (3)$$

где $P_{\text{р}}$ – сила раскрытия; F_k – площадь сечения канала; R – поправочный коэффициент раскрытия, зависящий от угла установки профиля; $\lg\lambda$ – логарифмическая вытяжка; $\rho\text{v}^2/2$ – скоростной напор, учитывающий влияние плотности ρ материала и скорости v течения в канале.

Зависимость поправочного коэффициента от угла установки профиля канала $R = f(\alpha)$ имеет две характерные точки, которые определяют границы проявления эффекта раскрытия. Это точка $\alpha_0 = 0°$, где $P_{\text{р}}$ минимальна и $\alpha_m = 90°$, где $P_{\text{р}}$ максимальна. Углы установки от α_0 до α_m называются рабочим диапазоном положения профиля канала в штампе.

Сила радиального сжатия – силовой параметр схемы многоразъемного разборного штампа с многоканальной матрицей.

Рекомендованы силы радиального сжатия:

$$P_{\text{сж}} \geq P_{\text{р}}\ . \qquad (4)$$

Силы раскрытия штамповых вставок возникают в канале в результате разности площадей антиспинки и антикорыта; формы профиля канала, его углов установки и закрутки; вытяжки; скорости и степени формоизменения; физических свойств металла.

Силу можно оценить с помощью коэффициента раскрытия, который зависит от силы деформирования и "жесткости" штампа. Коэффициент раскрытия определяют опытным путем.

Для аэродинамического профиля канала штампа до деформирования будут размеры: $C_{\max}$ – максимальная для данного сечения ширина профиля канала; b – хорда профиля канала; δ – максимальная для данного сечения величина прогиба средней линии профиля канала; t – шаг между соседними каналами.

После деформирования действительные размеры профиля канала будут:

$$C_1 = C_{\max} + \Delta C;\ b_1 = b + \Delta b;\ \delta_1 = \delta + \Delta\delta;\ t_1 = t + \Delta t\ , \qquad (5)$$

где $C_{\max}$, b, δ, t – теоретические размеры профиля канала; $\Delta C_{\max}$, Δb, $\Delta\delta$, Δt – приращение теоретических размеров на указанные размеры.

Коэффициент раскрытия определяют как отношение:

$$R = \frac{C_{\max} - \Delta C}{C_{\max}} < 1\,. \qquad (6)$$

Остальные размеры определяются по аналогии.

Исполнительные размеры профиля канала:

$$R_{C_{\max}}\,C_{\max};\quad R_b\,b;\quad R_\delta\,\delta;\quad R_t\,t\,.$$

Угол закрутки под действием сил раскрытия изменяется относительно фиксированной поворотной оси *У–У*.

Для максимального приближения действительных размеров профиля канала к теоретическим на стадии проектирования рассчитывают предварительно исполнительные размеры профиля канала заведомо в минусовых допусках и более этих допусков. После первой штамповки двух-трех поковок осуществляют приемосдаточные мероприятия, по результатам которых методом постепенного приближения профиль канала дорабатывается. Учитывая, что повышение жесткости штампа имеет определенные ограничения, так как конструкция штампа должна быть податливой, метод постепенного приближения действительных размеров к теоретическим наиболее эффективен.

Штамповый инструмент для радиального выдавливания с решетками каналов профиля турбинных лопаток подвергается действию вращательной силы, возникающей из-за разности контактных площадей между деформируемым металлом и антиспинкой и антикорытом:

$$P_{вр} = p_{уд}\,(l\,F_{ас} - l\,F_{ак})\,n\,, \qquad (7)$$

где l – длина лопатки (отростка).

Эти силы могут достигать больших значений и, учитывая диаметр 100...300 мм, возникает момент, приводящий к изгибу отштампованных лопаток в корневом сечении.

Для исключения данного физического явления вводятся элементы на 3–5 вставок больше их размеров, которые воспринимают эти силы. Эти элементы рассчитывают на смятие.

Выводы. Разработаны схемы теоретических решеток каналов многоразъемных штампов различных профилей, которые позволяют рассчитать действующие силы раскрытия и поворота в каждой плоскости разъема штамповых вставок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воробьёв В.М.** Основы теории и реализация технологических решений производства точной штамповкой заготовок в многоразъемных штампах: автореферат дис. ... д-ра техн. наук. МАТИ. 2010.

Владимир Михайлович Воробьёв, *канд. техн. наук*,
avert_msk@mail.ru

Памяти Юрия Александровича Бочарова

(30.07.1928–14.08.2012)

14 августа 2012 г. скоропостижно скончался академик РАЕН, заслуженный деятель науки РФ, д-р техн. наук, профессор кафедры "Технологии обработки давлением" МГТУ им. Н.Э. Баумана Юрий Александрович Бочаров.

Юрий Александрович окончил МВТУ им. Н.Э. Баумана по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением" в 1953 г. В 1956–1960 гг. обучался в аспирантуре МВТУ им. Н.Э. Баумана, в 1960–1961 гг. обучался и проходил научную стажировку в Калифорнийском Университете, Беркли.

Ю.А. Бочаров создал новое научное направление и научную школу по проектированию систем привода и программно-адаптивного управления технологическими процессами и кузнечно-штамповочными машинами. Разработанные Ю.А. Бочаровым теория и методы расчета винтовых прессов использованы на многих предприятиях и в научно-исследовательских организациях. Результаты научных исследований докладывались на многих Международных конференциях в США, Германии, Италии, Японии, Китае, Чехословакии.

Юрий Александрович внес большой вклад в воспитание и подготовку научных кадров. Им подготовлены 42 кандидата и 4 доктора технических наук. Он активно участвовал в работе советов по присуждению ученых степеней доктора и кандидата наук. Работая научным руководителем Проблемной лаборатории Минстанкопрома СССР, деканом факультета "Автоматизация и механизация", деканом Вечернего факультета и проректором МГТУ им. Н.Э. Баумана, он внес значительный вклад в организацию и совершенствование учебного процесса и научной работы.

По заданию Минвуза СССР Ю.А. Бочаров работал Советником директора и руководителем группы советских преподавателей Политехнического института в г. Бахр-Дар, Эфиопия (1967–1969 гг.). По заданию ЮНЕСКО работал Советником в международной группе экспертов по реформе и совершенствованию инженерного образования в Египте (1970–1999 гг.), экспертом ЮНЕСКО по подготовке магистров в области расчета и конструирования технологических машин в Университете Моратува, Шри Ланка (1977–1979 гг.). Там же им были созданы учебно-научные лаборатории "Гидропривод" и "Испытания технологических машин", подготовлены учебно-методические материалы, опубликованы лекции по двум курсам на английском языке.

Ю.А. Бочаров награжден орденом "Трудовое Красное Знамя", медалями "За доблестный труд", "Ветеран труда", "50 лет Победы в Великой Отечественной Войне 1941–1945 гг.", "В память 850-летия Москвы", ВДНХ "За успехи в народном хозяйстве СССР", а также медалью Федерации космонавтики СССР "За заслуги в подготовке инженерных кадров для отрасли промышленности, связанной с освоением космоса", Почетным Знаком РАЕН "За вклад в науку и экономику Российской Федерации".

Коллективы факультета "Машиностроительные технологии" и кафедры "Технологии обработки давлением" МГТУ им. Н.Э. Баумана, редакция и редакционный совет журнала "Заготовительные производства в машиностроении" выражают глубокие соболезнования родным и близким Юрия Александровича Бочарова.

УДК 621.771:669.14.018.27

О.В. Власов, В.В. Галкин, Е.Г. Терещенко, А.А. Дербенев
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, ОАО "ГАЗ", ОАО "НАЗ "Сокол", г. Нижний Новгород)

Строение очага деформации в полосе прямоугольного сечения, раскатываемой валком на клин по плите

Определено строение очага деформации в полосе прямоугольного сечения, раскатываемой валком на клин по плите, на примере изготовления заготовки рессорного листа из стали 50ХГФА. Исследование проведено на основе комплексной методики, включающей в себя: замеры изгиба вертикальных линий, нанесенных на боковую поверхность прокатываемой полосы (метод линий Холленберга); структурно-механические испытания материала образцов, изготовленных из выделенных зон прокатанной полосы и послойно разрезанных методом проволочной электроэрозионной обработки на пластины толщиной ≈1,5 мм; оценку упрочнения–разупрочнения материала путем замера его микротвердости и размеров структурных составляющих на шлифе сечения заготовки в момент остановки прокатки, математическое моделирование процесса методом конечных элементов с применением программного комплекса DEFORM.

Ключевые слова: изгиб вертикальных линий; оценка упрочнения–разупрочнения; геометрический очаг деформации; размер структурных составляющих; ядро деформации.

The structure of the deformation center in strip of the rectangular section unrolled shaky on wedge on plate on example of manufacturing of spring sheet blank made of steel 50HGFA is defined. Research is spent on the basis of complex technique which included: gaugings of bend of the vertical lines put on lateral surface rolled of strip (Hollenberg lines method); structural and mechanical tests of material of the samples made of allocated zones unrolled shaky of strip which were cut on layers by method of wire electroerosive processing on plates with thickness 1,5 mm; estimation of hardening–unhardening of material by gaging of its microhardness on sliced sections of blank at the moment of stop of hire of metal; mathematical modeling of process by method of final elements with application of DEFORM program complex.

Keywords: bend of vertical lines; assessment of hardening–softening; geometrical deformation region; size of structural compounds; deformation center.

Одной из основных задач в расчетах процессов пластической деформации является определение строения геометрического очага деформации в конкретных технологических процессах. Это позволяет объективно оценить развивающиеся в металле процессы деформирования и реально прогнозировать структурообразование металла.

Современное представление об очаге деформации указывает на значительную сложность строения этого объема. Оно включает в себя активно движущие и пассивные поверхности, свободные поверхности, основные направления истечения металла и границы устойчивой локализации деформации. Зона сильно деформированного металла (ядро деформации) является определяющей в формировании всех остальных зон, зависит от величины и формы контактной поверхности инструмента с заготовкой. Она может иметь форму конуса, пирамиды или другой, более сложной фигуры, которая располагается, согласно модели С.И. Губкина, вдоль направления главных тангенциальных напряжений, по которым, в первую очередь, происходит деформация.

Изделия с клиновидной рабочей поверхностью, полученной методами обработки давлением, широко применяют в жизни человека. Они являются оружием, орудиями труда и изделиями машиностроительного назначения. Клиновидную поверхность в заготовке получают двумя основными технологическими процессами: протяжкой и прокаткой. В первом случае применяют ковку на молотах, во втором – прокатку на специализированном оборудовании: ковочных вальцах и прокатных станах. Процесс раскатки на клин полосы прямоугольного сечения на плите является периодическим процессом. Однако в отличие от продольной прокатки имеет постоянно изменяющийся очаг деформации, в силу того, что закон формоизменения задается активно движущимся инструментом – валком, который кроме поступательного движения имеет движение

перпендикулярно прокатываемой поверхности заготовки.

Строение очага деформации при осадке и продольной прокатке подробно изучено в работах Я.М. Охрименко и А.И. Целикова. В силу того, что исследованию очага деформации раскатки полосы на клин на плите посвящено не много работ и нет подробного его анализа, очевидна актуальность проблемы его исследования.

Как правило, исследование строения очага деформации при прокатке проводят на основе данных о неравномерности течения металла в его объеме. Для этого с начала XX в. применяют методы, основанные на замере деформации прокатанных винтов, помещенных в исходную заготовку, и изгиба вертикальных линий, нанесенных на боковую поверхность прокатываемой полосы (метод линий Холленберга). Их основными недостатками являются неточность, невозможность определить геометрию и строение действительного очага деформации, а следовательно, оценить динамику процесса.

Несмотря на изложенное выше, для раскатки заготовки рессорного листа из стали 50ХГФА (рис. 1, *а*) авторами статьи были использованы изложенные выше методики. Результаты исследований [1] показали неравномерное течение слоев прокатываемой заготовки по толщине в зависимости от степени обжатия с определенной закономерностью: с начала прокатки и до степени деформации $\varepsilon \approx 20$ % наибольшую интен-

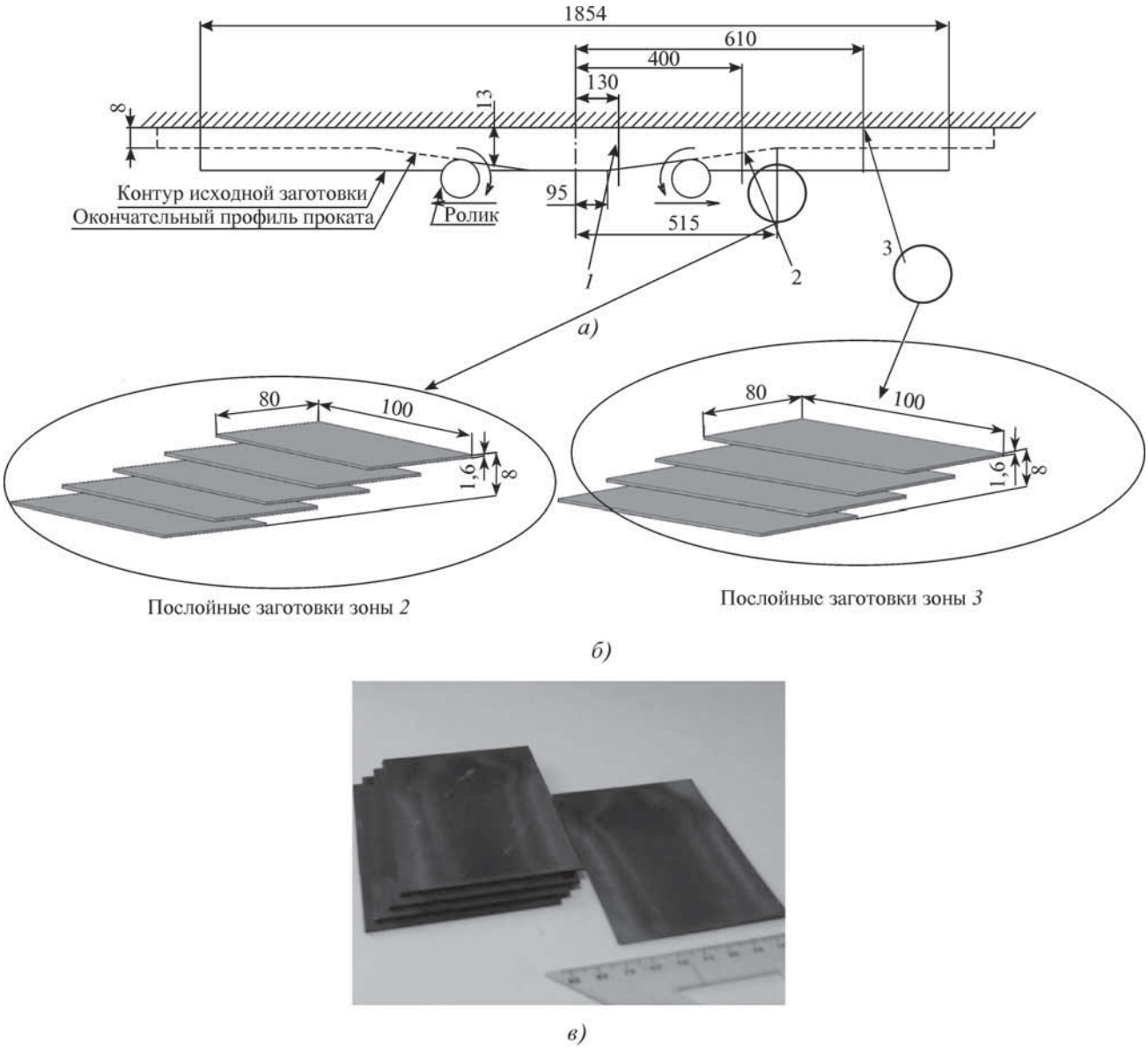


Рис. 1. Раскатка на клин по плите полосы рессорного листа:
а – схема прокатки и расположение зон изготовления образцов со степенями обжатия, %:
1 – 4; *2* – 23; *3* – 40; *б* – схема резки образцов на пластины; *в* – фотографии пластин, разрезанных методом электроэрозионной обработки

сивность деформации имеют слои, контактируемые с инструментом – валком, далее она смещается на слои, контактируемые с неподвижной плитой прокатного стана.

Цель работы – исследование строения действительного очага деформации в полосе прямоугольного сечения, раскатываемой валком на клин по плите, на примере изготовления заготовки рессорного листа из стали 50ХГФА (см. рис. 1, *а*).

Работу проводили по двум направлениям:

– оценка неравномерности деформированного состояния прокатанной заготовки по толщине и, в частности, положения зоны наибольшей интенсивности в зависимости от степени обжатия;

–определение строения действительного очага деформации.

По первому направлению исследовали механические характеристики материала по толщине прокатанной полосы. Для этого в прокатанной полосе шириной 80 мм вырезали заготовки длиной 100 мм, середины которых соответствовали положениям *1*, *2* и *3* согласно рис. 1, *б*. Заготовки послойно разрезали методом проволочной электроэрозионной обработки на пластины толщиной ≈2 мм (рис. 1, *в*).

Из каждой пластины изготовляли по два срединных и два краевых образца. Один срединный и один краевой образец испытывали на одноосное растяжение по ГОСТ 1497–84 на универсальной машине УМЭ-10ТМ со скоростью деформации 5 мм/мин при комнатной температуре. Два других плоских образца (ГОСТ 25.502–73) испытывали на усталость методом консольного изгиба при симметричном цикле с частотой 1500 цикл/мин при комнатной температуре.

По методу линий Холленберга на основании изменения расстояния между рисками l_k^i, нанесенными на боковую поверхность исходной полосы (рис. 2),

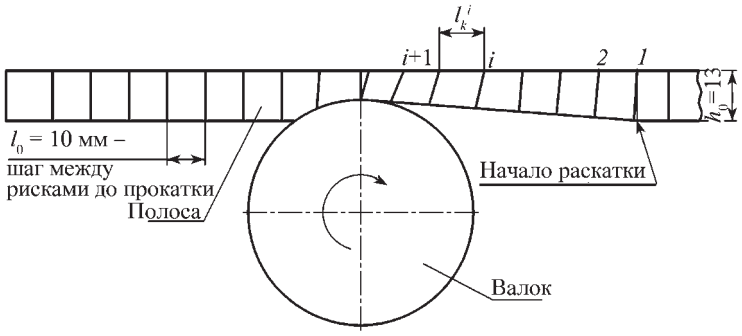


Рис. 2. Схема нанесения рисок на боковую поверхность полосы и замеров их отклонения от вертикального положения

определяли относительное удлинение δ раскатанных ее участков по выражению

$$\delta = \frac{l_k^i - l_0}{l_0},$$

где l_k^i – расстояние между смежными рисками с номерами i и $i + 1$ после раскатки; l_0 – начальное расстояние между рисками, $l_0 = (10 \pm 0{,}1)$ мм.

Относительное удлинение рассчитывалось по двум поверхностям раскатанной полосы: со стороны валка и неподвижной плиты прокатного стана (табл. 1).

По второму направлению анализировалось строение действительного очага деформации на шлифе продольного сечения прокатанной полосы со степенью обжатия ≈40 % по месту ее контакта с валком (рис. 3, *а*), зафиксированного путем остановки процесса. Расположение зон различной интенсивности деформации определяли на основании структурно-механических исследований и математического моделирования.

Механические характеристики металла по исследуемым зонам определяли методом измерения твердости по Роквеллу (ГОСТ 9013–59) с нагрузкой

1. Расстояние между смежными боковыми рисками по длине раскатанной полосы

Расстояние между смежными рисками после раскатки	Длина прокатываемой части полосы с начала ее раскатки, мм										
	20	40	60	80	100	120	140	160	180	200	220
	Номер риски, нанесенной на боковую поверхность прокатываемой полосы										
	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22
Со стороны валка	20,0	20,0	19,9	20,1	19,9	20,0	21,2	21,7	22,8	20,9	22,0
Со стороны плиты	19,7	18,8	19,4	19,7	19,1	20,0	20,5	21,2	22,2	21,6	21,3
Расстояние между смежными рисками после раскатки	Длина прокатываемой части полосы с начала ее раскатки, мм										
	240	260	280	300	320	340	360	380	400	420	440
	Номер риски, нанесенной на боковую поверхность прокатываемой полосы										
	24	26	28	30	32	34	36	38	40	42	44
Со стороны валка	22,0	23,5	25,6	27,8	28,2	29,8	30,4	32,0	34,0	33,9	
Со стороны плиты	21,7	23,1	25,5	26,1	28,0	19,4	30,4	32,0	32,9	34,6	

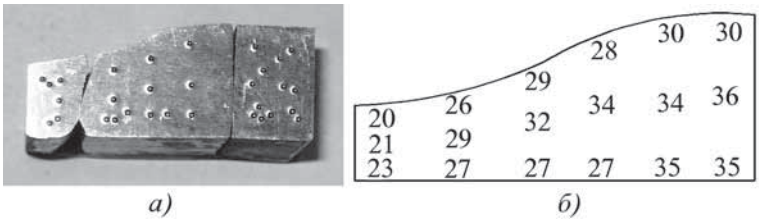


Рис. 3. Оценка строения действительного очага деформации по месту контакта инструмента-валка с раскатываемой полосой при степени обжатия $\varepsilon_i \approx 40$ %, зафиксированного в момент остановки процесса:
а – фотография вырезанной части полосы; *б* – продольное сечение полосы по ее середине с нанесенными значениями твердости по Роквеллу HRC

1470 Н, их значения на шлифе продольного сечения приведены на рис. 3, *б*.

Математическое моделирование процесса раскатки полосовой заготовки проводили с применением программного комплекса DEFORM, основанного на методе конечных элементов.

По первому направлению исследований результаты механических испытаний в виде кривых упрочнения приведены на рис. 4 и 5.

Для объяснения полученных результатов отметим тот факт, что если при холодной обработке наблюдается повышение прочностных

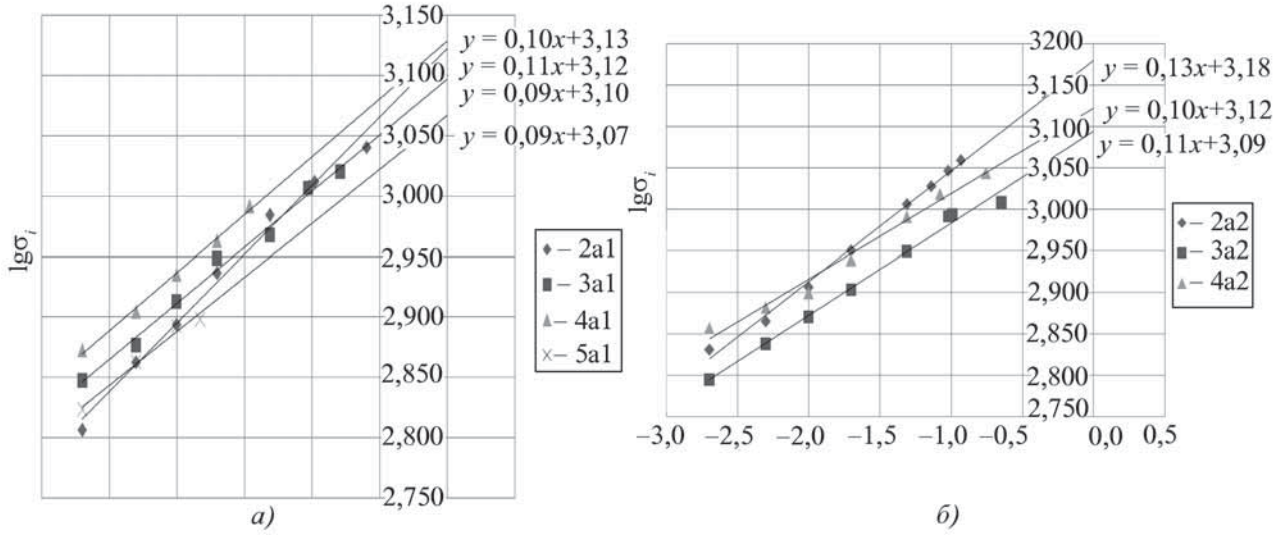


Рис. 4. Кривые деформационного упрочнения стали 50ХГФА по толщине заготовки (образцы зоны *2*, рис. 1), прокатанной со степенью обжатия $\varepsilon \approx 23$ %:
а – образцы по краю полосы; *б* – образцы по середине полосы

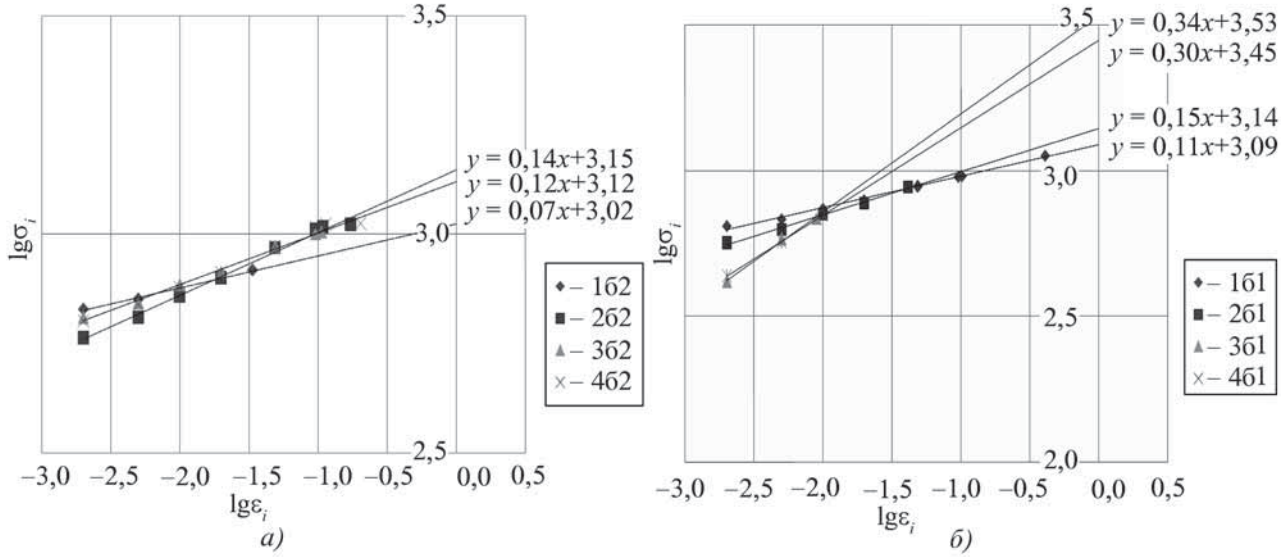


Рис. 5. Кривые деформационного упрочнения стали 50ХГФА по толщине заготовки (образцы зоны *3*, рис. 1), прокатанной со степенью обжатия $\varepsilon \approx 40$ %:
а – образцы по краю полосы; *б* – образцы по середине полосы

2. Значения предела текучести и твердости стали 50ХГФА в поперечных сечениях раскатанной полосы при различных степенях обжатия ε

Образцы по краю полосы	HRC	$\sigma_т$, МПа	Образцы по середине полосы	HRC	$\sigma_т$, МПа	Образцы по краю полосы	HRC	$\sigma_т$, МПа	Образцы по середине полосы	HRC	$\sigma_т$, МПа
ε ≈ 23 % (зона *2*, рис. 1)						ε ≈ 40 % (зона *3*, рис. 1)					
1	30,4+31,5	–	*1*	–	581	*1*	28,5+28,0	647	*1*	30,3+25,2	674
2	30,5+31,2	639	*2*	–	677	*2*	–	564	*2*	23,4+28,7	581
3	34,5+31,5	703	*3*	30,7+28,7	622	*3*	28,8+29,5	416	*3*	–	646
4	–	745	*4*	–	719	*4*	–	434	*4*	23,2+28,4	635
5	–	542	*5*	–	–						

Примечание. Нумерация образцов ведется с поверхности раскатки.

характеристик металла по мере увеличения степени деформации в силу его наклепа, то при горячей обработке процессы упрочнения и разупрочнения происходят одновременно. При этом процесс рекристаллизации, определяющий разупрочнение при постоянной температуре, в первую очередь зависит от степени деформации. Таким образом, чем быстрее протекает рекристаллизация, а она определяется повышением показателей пластичности и уменьшением прочностных характеристик, тем большая степень деформации предшествовала рассматриваемому моменту времени, т.е. с физической точки зрения развитие локализации деформации связано с существенным разупрочнением металла.

Температуру полосы в процессе прокатки контролировали с помощью инфракрасного пирометра "Микрон MSOP" (США). Результаты замеров показали, что падение температуры не произошло, и прокатка выполнялась при постоянной температуре. Значения предела текучести и твердости, приведенные в табл. 2, показали неравномерное разупрочнение как по толщине, так и в поперечном сечении прокатанной полосы при разных степенях обжатия. Они свидетельствуют о следующем.

В продольном направлении наибольшее разупрочнение и как следствие наибольшая степень деформации соответствуют:

– при степенях обжатия до 23 % – слоям металла со стороны полосы, прокатываемой валком, при этом разница составляет 10...15 %;

– при степенях обжатия от 23 до 40 % – слоям, которые прилегают к неподвижной плите прокатного стана.

В поперечном сечении:

– при степени обжатия ε ≈ 23 % по краю полосы значения предела текучести находились в интервале 542...745 МПа, по середине – 622...719 МПа;

– при степени обжатия ε ≈ 40 % по краю полосы значения предела текучести находились в интервале 434...647 МПа, по середине – 581...674 МПа.

Полученные результаты дополняются данными по геометрии боковой поверхности раскатанной заготовки, в частности ее бочкообразности, в зависимости от степени обжатия (рис. 6).

При малых степенях обжатия ε ≈ 4 % наибольшее уширение соответствует слоям полосы со стороны раскатки (рис. 6, *а*). При последующем увеличении степени обжатия наибольшее уширение переходит к слоям полосы со стороны, неподвижной плите прокатного стана (рис. 6 *б*, *в*).

Результаты испытаний на усталость (рис. 7) в целом качественно подтвердили данные деформированного состояния по механическим характеристикам. Слои металла, имеющие большую интенсивность рекристаллизационных процессов, и как следствие лучшую залечиваемость дефектов структуры, получаемых при деформации, имели большую эксплуатационную долговечность.

Данные, полученные по методу линий Холленберга (см. табл. 1), подтвердили результаты механических испытаний. При степенях обжатия до 23 % происходит постоянное увеличение относительного удлинения слоев заготовки со стороны прокатываемого вал-

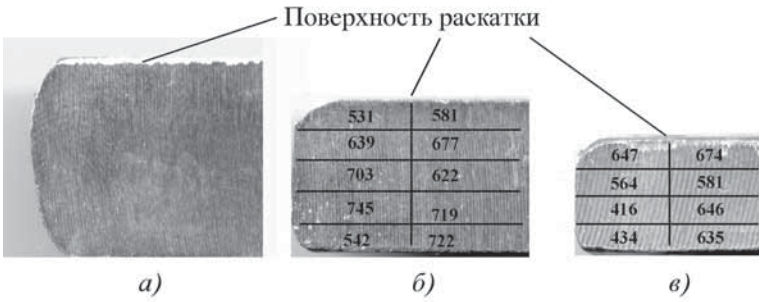


Рис. 6. Геометрия поперечных сечений раскатанной полосы при степенях обжатия, %:
а – 4; *б* – 23; *в* – 40; цифры – предел текучести соответствующего слоя металла, МПа

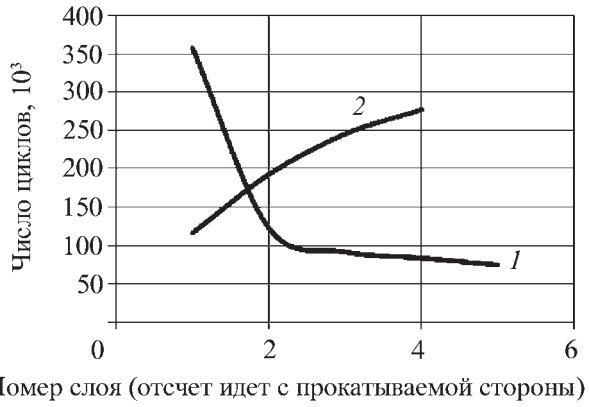


Рис. 7. Зависимость усталостной выносливости образцов, раскатанных со степенью обжатия, %:
1 – 23; *2* – 40

ка по отношению к слоям со стороны неподвижной плиты прокатного стана. Наибольшая разница составляет 2,6 %. При степенях обжатия более 23 % ситуация изменяется. При увеличении степени обжатия до 26 % разница уменьшается до 1,8 %, при 32 % она отсутствует, а при 42 % относительное удлинение слоев заготовки со стороны прокатываемого валка уже меньше по сравнению со слоями со стороны неподвижной плиты прокатного стана на 3,5 %.

Оценка строения очага деформации по результатам измерения твердости (второе направление) позволило выделить зоны с различным ее значением:

– максимальная твердость (34...36 HRC), что соответствует направлению, исходящего из начала периметра контакта валка с полосой под углом 45° касательной;

– средняя твердость (26...30 HRC), что соответствует направлению, исходящего из начала периметра контакта валка с полосой под углом 45°, и располагается по всей толщине прокатываемой полосы;

– минимальная твердость (значение 22...24 HRC), которая располагается непосредственно под валком в конце прокатки, ниже уровня прокатываемой полосы.

В соответствии с характерными зонами, выделенными по значению твердости, проведен анализ их микроструктуры. Микроструктура прокатанной полосы стали 50ХГФА состоит из перлитных колоний и феррита и отличается неравномерностью, которая проявилась в размерах ферритной составляющей, имеющей практически по всему очагу деформации равноосную форму (рис. 8, *а*). Только для характерного участка с максимальной твердостью 34...36 HRC выявлены вытянутые зерна феррита (рис. 8, *б*), что может свидетельствовать об отсутствии в данной области рекристаллизации.

Оценка очага деформации, выполненная согласно значениям твердости и анализа микроструктуры, свидетельствует о неравномерной рекристаллизации по его объему, что, очевидно, определяется различной интенсивностью деформации. О разной степени предшествующей деформации может также свидетельствовать различие в травимости зерен феррита при изготовления шлифа микроструктуры.

Для определения строения очага деформации и определения положения его зон при разных степенях обжатия рассмотрим полученные результаты согласно модели С.И. Губкина.

На рис. 9 для двух положений валка при степени обжатия 40 % показаны направления главных тангенциальных напряжений и траекторий смещаемых объемов. В первом положении цилиндрическая поверхность валка контактирует с заготовкой по длине окружности $\cup AB$, во втором – $\cup A'B'$. Интервалу между двумя положениями валка соответствует смещение объема материала из положения ABB' в положение $A'B'B''$, форма которого определена на основе равенства смещаемых объемов и траекторий перемещения его точек.

Согласно модели С.И. Губкина деформация материала происходит по месту пересечения направлений смещения металла и максимальных тангенциальных напряжений, исходящих под углом 45° из точек границ периметра контакта валка с полосой. При этом можно выделить две характерные зоны смещаемого объема: первая соответствует контакту ролика с полосой по дуге $\cup AC$, вторая – по дуге $\cup CB$.

Слои металла, смещаемые объемом первой зоны, пересекают направления главных сдвигающих напряжений, выходящих из точки, соответствующей началу контакта валка с заготовкой, при этом металл деформируется в границах смещаемого объема. При больших значениях смещаемого объема это может вызвать так называемый накат – волну металла перед валком. В силу того, что деформированный металл находится на линии раскатки, он попадает частично под второе деформирование, которое определяется смещением объема металла третьей зоны.

Смещаемый объем, соответствующий третьей зоне, смещает ниже лежащие слои и дефор-

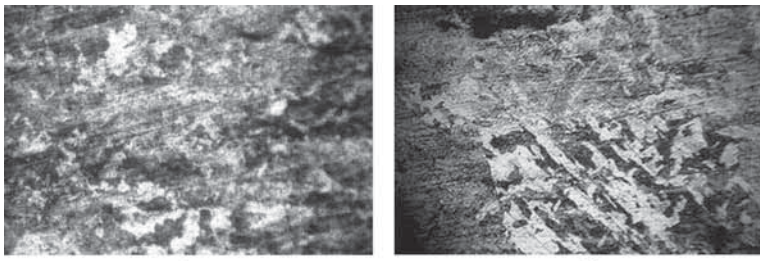


Рис. 8. Микроструктура прокатанной полосы стали 50ХГФА (×270):
а – зона с зернами феррита, имеющих равноосную форму; *б* – зона с вытянутыми зернами феррита

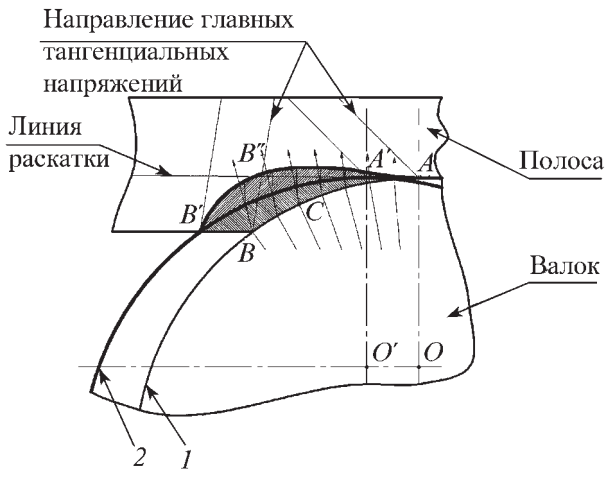


Рис. 9. Схема направления главных тангенциальных напряжений и траекторий смещаемых объемов при раскатке на клин заготовки на плите для двух положений валка:
1 – начальное; *2* – конечное

мация в объеме прокатываемой полосы происходит по месту их пересечения с направлением главных сдвигающих напряжений, выходящих из точки, соответствующей концу контакта валка с полосой.

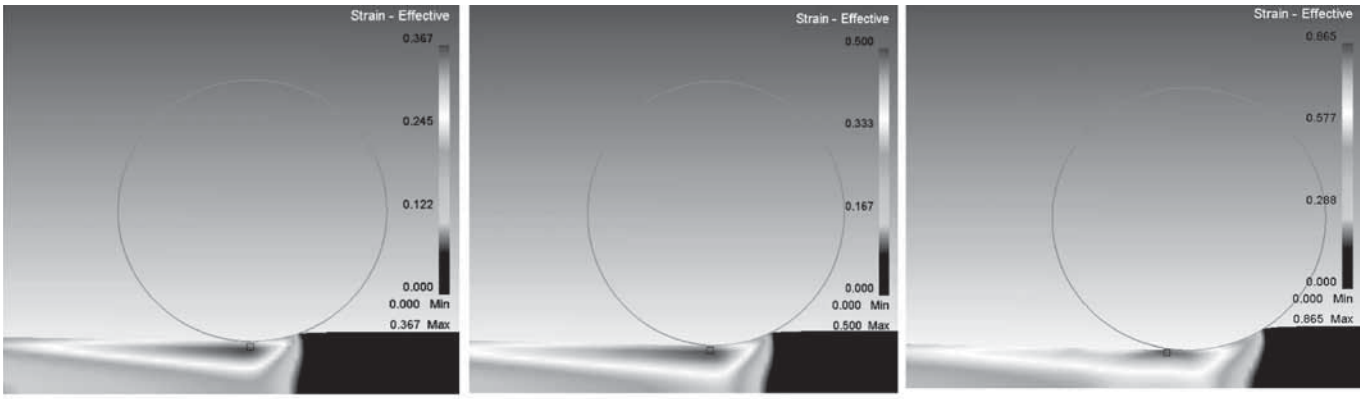
Объем, соответствующий второй зоне, имеет свои особенности, заключающиеся в том, что не все смещаемые им слои металла имеют пересечение с выше обозначенными главными тангенциальными напряжениями. Это приводит к тому, что металл при раскатке все в большей степени выдавливается в ширину из центральной области полосы, прилегаемой к неподвижной плите стана. При этом боковая поверхность прокатанной полосы теряет бочкообразность, ее углы все больше заполняются и степень деформации в них наибольшая по сечению (см. рис. 6, *в*). Данная ситуация характерна для конкретного соотношения толщины полосы и диаметра валка, в частности для значения ≈0,25 (см. рис. 2) и степени обжатия толщины полосы более 23 %. При анализе значений твердости, полученных в области направлений главных тангенциальных напряжений, можно отметить их наименьшее значение. Это может свидетельствовать, что локализация деформации именно соответствует этой зоне и подтверждает модель очага деформации по С.И. Губкину.

Расчеты, выполненные согласно приведенных выше выражений, для степени обжатия 23 %, которой соответствует величина абсолютного обжатия Δh = 3 мм, подтверждают изложенное выше положение: пересечение направлений главных тангенциальных напряжений находится на поверхности полосы, прилегаемой к неподвижной плите прокатного стана.

Изменение геометрии и размеров зоны локализации деформации (ядра деформации) отчетливо наблюдается на результатах математического моделирования (рис. 10). При малых обжатиях до 4 % (см. рис. 10, *а*) зона локализации представляет собой сомкнутый вершинами односторонний конус со стороны активного инструмента – валка. При степени обжатия 23 % (рис. 10, *б*) зона локализации также представляет односторонний конус, только его вершина соответствует поверхности заготовки, контактируемой с неподвижной плитой. В дальнейшем (см. рис. 10, *в*) геометрия зоны локализации в виде конуса начинает размываться и принимает сложную форму. В поперечном сечении (см. рис. 6, *а*, *б*) основное истечение металла происходит из ее центра по направлению к углам раскатываемой полосы.

По результатам механических испытаний, микроструктурных исследований и компьютерного моделирования можно сделать следующие выводы:

1. Процесс раскатки на клин полосы прямоугольного сечения на плите можно представить как комбинацию осадки металла в зоне интенсивной деформации и связанного с ним истечения металла из этой области в продольном и поперечном направлениях.



а) *б)* *в)*

Рис. 10. Картины эквивалентных деформаций при степенях обжатия, %:
а – 4; *б* – 23; *в* – 40

2. Действительный очаг деформации в процессе раскатки полосы на клин имеет сложную изменяющуюся геометрию в силу изменения положения и формы зоны локализации деформации в зависимости от степени обжатия и соотношения толщины полосы и диаметра валка.

3. Локализация деформации определяет границы раздела очага деформации с недеформированным и прокатанным металлом и в целом происходит по направлениям главных тангенциальных напряжений, исходящих под углом 45° из точек границ периметра контакта валка с полосой с некоторым сдвигом от них во внешние стороны:

– при относительном размере толщины полосы и диаметра валка 0,25 и степени обжатия до 23 % геометрия локально деформированной области (ядра деформации) в направлении прокатки представляет собой односторонний конус с постоянно увеличивающимся основанием в виде контактной поверхности полосы и активно движущегося инструмента – валка; в поперечном сечении локализация деформации имеет форму одностороннего "кузнечного креста", исходящие к верхним углам;

– при степени обжатия более 23 % геометрия локально деформированной области в продольном направлении трансформируется в сложную форму без ярко выраженного ядра деформации, в поперечном сечении локализация деформации охватывает области боковой поверхности раскатываемой полосы, в частности ее угловые зоны со стороны неподвижной плиты прокатного стана.

4. Смещаемый объем, проходя последовательно через зоны очага деформации, претерпевает три изменения деформированного состояния:

– предварительную деформацию в области смещаемого объема по направлению главных сдвигающих напряжений, исходящих из начала периметра контакта ролика с заготовкой;

– сохранение полученной деформации без ее увеличения в зоне затрудненной деформации внутри конуса скольжения;

– окончательную деформацию по направлению главных сдвигающих напряжений, исходящих из конца периметра контакта ролика с заготовкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследование** неравномерности деформации в заготовке прямоугольного сечения, прокатанной на клин / В.В. Галкин, О.С. Кошелев, П.В. Уланов, А.Ф. Лаврентьев // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 1. С. 30–34.

Олег Викторович Власов;
Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук, lumi1950@mail.ru;
Елена Григорьевна Терещенко;
Андрей Анатольевич Дербенев

Продолжается подписка на журнал
"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"
на I полугодие 2013 г.

Подписку можно **оформить в любом почтовом отделении.**

Подписной индекс: **81580** – в каталоге "Роспечать";
39205 – в каталоге "Пресса России";
60261 – в каталоге "Почта России"

или **непосредственно в ОАО "Издательство "Машиностроение":**

- за наличный и безналичный расчёт;
- с любого номера и на любой срок;
- без почтовых наценок.

Приём заказов на подписку:
Тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru

УДК 669.01

В.С. Лясоцкая, С.И. Князева *("МАТИ" – Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского)*

Ступенчатый отжиг сварных соединений титановых сплавов

Рассмотрено влияние ступенчатого отжига на механические свойства титановых сплавов ВТ20, ВТ6ч, ВТ23, ВТ22 и ВТ32. Для сварных соединений высоколегированных титановых сплавов мартенситного и переходного классов (ВТ23, ВТ22) рекомендован ступенчатый отжиг с перегревом в β-область для уменьшения неоднородности структуры и свойств и повышения характеристик пластичности.

Ключевые слова: сварные соединения; структура сварных соединений; режим ступенчатого отжига; образование непрерывных α-пластин; пластичность; ударная вязкость.

The influence of stepped annealing on mechanical properties of titanium alloys VT20, VT6ch, VT23, VT22 and VT32 is considered. Stepped annealing with overheat in β-region is carried out in order to make the structure and properties of alloys more homogeneous and improve properties of plasticity. Stepped annealing is recommended for welded joints of high-alloy titanium alloys referred to martensite and transitional classes (VT23, VT22).

Keywords: welded joints; structure of welded joints; conditions of stepped annealing; formation of continuous α-plates; plasticity; toughness.

Кроме простого отжига (рис. 1, *а*) сварные соединения подвергают двойному, тройному или ступенчатому отжигу (рис. 1, *б–г*). Как правило, эти виды отжига обеспечивают более полный распад β-фазы, что приводит к повышению стабильности структуры и свойств титановых сплавов и их сварных соединений.

При двойном отжиге осуществляют нагрев до определенной температуры, выдержку, охлаждение до комнатной температуры, повторный нагрев до другой температуры, выдержку и снова охлаждение (см. рис. 1, *б*). Таким же может быть тройной, четверной и т.д. отжиг (см. рис. 1, *в*). К ступенчатому отжигу можно отнести изотермический отжиг: нагрев до температуры β- или высокой температуры (α+β)-области, выдержка, последующий перенос образцов в другую печь или ванну с более низкой температурой, выдержка и охлаждение до комнатной температуры (см. рис. 1, *г*).

Для отличия изотермического отжига от изотермической закалки примем, что при температуре изотермической выдержки выше 650 °С – это отжиг, при температуре менее 650 °С – закалка. При изотермическом (ступенчатом) отжиге охлаждение с верхней до нижней ступени можно проводить на воздухе, с печью или с другой регламентированной скоростью. Такие же различные скорости охлаждения возможны и при двойном, тройном и других видах отжига.

Исследование проводили на сварных соединениях сплавов ВТ6ч, ВТ20, ВТ23, ВТ22 и ВТ32, выполненных аргонодуговой сваркой (присадочная проволока СПТ2: Ti–4,2Al–2,5V–1,5Zr).

Сварные соединения подвергали следующей термической обработке: нагрев до температуры (Ac_3+30) °С, выдержка 0,5 ч, перенос в другую печь с температурой (Ac_3–50) °С, выдержка 0,5...1 ч, далее охлаждение с печью до температуры нижней ступени, которую изменяли от 800 до 600 °С, выдержка при температуре нижней ступени 1...3 ч и затем охлаждение на воздухе.

После термической обработки исследовали структуру сварных соединений с помощью оптического и электронного микроскопов и измеряли механические свойства при испытаниях на растяжение и удар.

При высокотемпературном нагреве ступенчатого (изотермического) отжига, как и при высоких температурах простого отжига, происходят распад метаста-

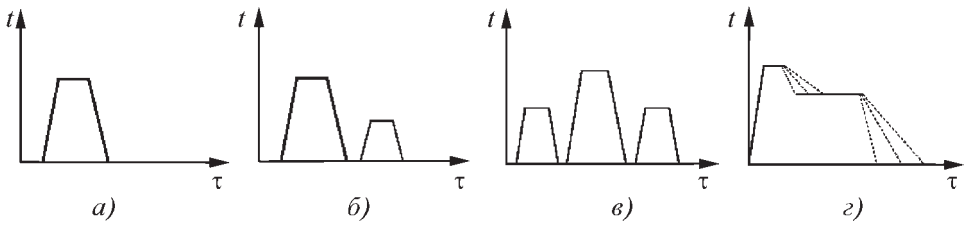


Рис. 1. Схемы режимов отжига, применяемых для титановых сплавов:
а – простой отжиг; *б* – двойной; *в* – тройной; *г* – ступенчатый

1. Химический состав титановых сплавов и эквивалент K_β

Марка сплава	Содержание элементов, % мас.						K_β
	Al	V	Mo	Cr	Fe	Zr	
ВТ6ч	6	4	–	–	–	–	0,27
ВТ20	6,5	1	1	–	–	2	0,18
ВТ23	5,5	4,5	2	1	0,6	–	0,75
ВТ22	5	5	5	1	1	–	1,1
ВТ32	3	8	8	1,2	1,2	–	2,0

бильных фаз в сварном соединении, растворение неравновесных фаз, частичное или полное полиморфное $\alpha \to \beta$-превращение, а также рекристаллизация или полигонизация фаз. На второй низкотемпературной стадии ступенчатого отжига происходит полиморфное $\beta \to \alpha$-превращение, β-фаза обогащается β-стабилизирующими элементами за счет выделения α-фазы и формируется более стабильная $(\alpha+\beta)$-структура. Такой отжиг применяют и для жаропрочных сплавов в целях повышения их термической стабильности.

В работе [1] для сварных соединений сплавов ВТ20 и ВТ6ч были опробованы различные варианты отжига, режимы которых выбирали на основе диаграмм изотермических превращений для соответствующих сплавов. Перегрев сварных соединений сплавов ВТ20 и ВТ6ч до температур β-области (Ac_3+30) °С при изотермической обработке привел к некоторому выравниванию внутризеренной структуры между зонами сварных соединений. При этом увеличился размер β-зерен, что вызвало снижение механических характеристик сварных соединений по сравнению с простым отжигом. Поэтому ступенчатый отжиг с перегревом в β-область не следует рекомендовать для сварных соединений сплавов ВТ20 и ВТ6ч.

Далее было исследовано влияние режимов ступенчатого отжига на структуру и свойства сварных соединений сплавов ВТ22 и ВТ23. Ступенчатый отжиг сварных соединений сплава ВТ22 по стандартному режиму (840 °С, 1 ч, охлаждение с печью до 750 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе) приводит к более высоким показателям прочности и формированию более стабильной структуры за счет более полного распада β-фазы по сравнению с простым отжигом.

Однако как простой, так и ступенчатый отжиг не устраняет неоднородность структуры между зонами сварных соединений. С целью уменьшения этой неоднородности, а также повышения ударной вязкости сварные соединения сплава ВТ22 подвергали ступенчатой обработке с их перегревом до температуры β-области. Соединения нагревали до 920 °С (Ac_3+20) °С, 0,5 ч, затем переносили в другую печь с температурой 840 °С, 1 ч, далее охлаждали с печью до температуры нижней ступени, которую изменяли от 800 до 600 °С, 3 ч и затем охлаждали на воздухе.

Анализ структуры сварных соединений с помощью оптического и электронного микроскопов (рис. 2) позволил установить следующие закономерности. Нагрев до температуры 920 °С переводит основной металл и *зону термического влияния* (ЗТВ) сварных соединений в однофазное β-состояние. В процессе изотермической выдержки при температуре 840 °С выделяются отдельные разрозненные пластины, размер которых увеличивается при охлаждении до 800 °С и выдержке при этой температуре (см. рис. 2, *а*).

Охлаждение от 840 до 750 и 700 °С и выдержка при этих температурах приводят к более полному распаду β-фазы, образованию непрерывных α-пластин и α-колоний (см. рис. 2, *б*). Формирование такой структуры вызывает значительное повышение ударной вязкости сварного шва и ЗТВ соединений сплава ВТ22 (табл. 2).

После охлаждения сварных соединений от 840 до 650 и 600 °С и выдержки при этих температурах в структуре наблюдаются между широкими отдельными α-пластинами более дисперсные α-пластины, вызывающие значительное упрочнение сварных соединений, однако резко снижающие их пластичность и ударную вязкость. Поэтому термическую обработку с изотермическими выдержками при 600 и 650 °С назвали изотермической закалкой (см. рис. 2, *в*).

По результатам изменения механических свойств был выбран оптимальный режим ступенчатого отжига сварных соединений сплава ВТ22: нагрев при температуре 920 °С, 0,5 ч, перенос в печь с температурой 840 °С, 1 ч, охлаждение с печью до температуры 750 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе. После такой обработки уменьшилась неоднородность структуры (см. рис. 2), увеличились характеристики пластичности и ударной вязкости сварных соединений сплава

а) *б)* *в)*

Рис. 2. Микроструктура ЗТВ сварных соединений сплава ВТ22 после ступенчатого отжига по режимам: 920 °С, 0,5 ч, перенос в печь с температурой 840 °С, 1 ч, охлаждение с печью до 800 (*а*), 750 (*б*) и 650 °С (*в*), 3 ч, затем охлаждение на воздухе. ×25000

2. Механические свойства сварных соединений сплавов ВТ22 и ВТ23 в зависимости от режимов ступенчатого отжига

Режим отжига после нагрева	*KC*U, МДж/м^2	$\sigma_в$, МПа	*KC*U, МДж/м^2
	ЗТВ	Основной металл	
Сплав ВТ22			
1) 840 °С, 1 ч; охлаждение с печью до 750 °С;	0,20	1000	0,35
2) 920 °С, 0,5 ч → 840 °С, 1 ч; охлаждение с печью до 800 °С, 3 ч;	0,21	1020	0,31
3) 920 °С, 0,5 ч → 840 °С, 1 ч; охлаждение с печью до 750 °С, 3 ч	0,27	1130	0,29
Сплав ВТ23			
1) 800 °С, 1 ч на воздухе;	0,35	1080	0,43
2) 950 °С, 0,3 ч → 870 °С, 0,5 ч; охлаждение с печью до 750 °С, 2 ч	0,38	1070	0,41

ВТ22 по сравнению со стандартным ступенчатым отжигом 840 °С, 1 ч, охлаждение с печью до 750 °С, 3 ч.

Для сварных соединений сплава ВТ23 было достигнуто повышение пластичности и ударной вязкости в результате применения следующего ступенчатого отжига: нагрев при температуре 950 °С (Ac_3+30) °С 0,3 ч, перенос в печь с температурой 870 °С, 0,5 ч, охлаждение с печью до температуры 750 °С, 2 ч, последующее охлаждение на воздухе до комнатной температуры (рис. 3).

Перегрев в β-область привел к уменьшению неоднородности структуры между зонами сварных соединений и в то же время вызвал менее интенсивный рост β-зерен в сплаве ВТ23 по сравнению со сплавами ВТ20 и ВТ6ч после их нагрева до температуры β-области. Последующая ступенчатая обработка в интервале температур 870...750 °С привела к формированию колоний α-пластин в сварных соединениях сплава

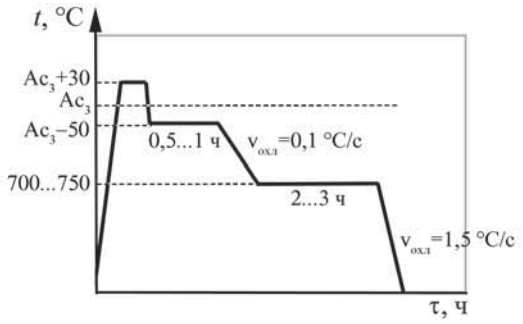


Рис. 3. Схема режимов ступенчатого отжига, рекомендуемых для сварных соединений высоколегированных сплавов мартенситного (ВТ23) и переходного (ВТ22) классов

ВТ23, что обеспечило повышение их механических свойств (см. табл. 2) по сравнению с простым отжигом (800 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе).

Применение аналогичной ступенчатой обработки для сварных соединений псевдо β-сплава ВТ32 не дало положительных результатов из-за недостаточно полного распада высоколегированной β-фазы.

Таким образом, для сварных соединений высоколегированных титановых сплавов мартенситного и переходного классов можно рекомендовать ступенчатый отжиг по режиму: нагрев до температуры (Ac_3+30) °С, время выдержки, необходимое для перевода сплава в β-состояние, перенос в печь с температурой (Ac_3–50) °С; выдержка 0,5...1 ч, медленное охлаждение с печью (~0,1 °С/с) до температуры 700...750 °С, выдержка 2...3 ч, охлаждение на воздухе (см. рис. 3).

По сравнению с простым отжигом такая обработка уменьшает неоднородность структуры сварных соединений, увеличивает стабильность β-фазы, а следовательно, стабильность структуры и свойств, повышает характеристики пластичности и ударной вязкости при сохранении хорошей прочности, что важно для сварных соединений высоколегированных титановых сплавов. В тех случаях, когда сварная конструкция не допускает перегрева в β-область, рекомендуется ступенчатый отжиг по тому же самому режиму без первой ступени (без высокотемпературного нагрева до β-состояния).

Для более легированных титановых сплавов ($K_β$ > 1,6) применение ступенчатого отжига неэффективно, так как используемые на практике скорости охлаждения не обеспечивают достаточно полного распада β-фазы (сварные соединения сплава ВТ32) или могут вызвать эвтектоидный распад при наличии в сплаве большого содержания хрома.

Выводы

1. Для сварных соединений высоколегированных титановых сплавов мартенситного и переходного классов (ВТ23, ВТ22) рекомендован ступенчатый отжиг с перегревом в β-область в целях уменьшения неоднородности структуры и свойств и повышения характеристик пластичности и ударной вязкости.

2. Для сварных соединений с большим количеством α-фазы ($K_β$ ≤ 0,3) или псевдо β-сплавов ($K_β$ ≥ 1,6) ступенчатый отжиг не рекомендован вследствие его неэффективности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лясоцкая В.С., Князева С.И.** Общий и локальный отжиг сварных соединений титановых сплавов // Известия вузов. Цветная металлургия. 1999. № 3.

2. **Лясоцкая В.С.** Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003. 352 с.

Виолета Святославовна Лясоцкая, д-р техн. наук;
Светлана Ивановна Князева, канд. техн. наук,
knizevasi@mail.ru

УДК 620.14.018.44

Н.В. Редькина, С.В. Харитонов*, В.А.Скуднов *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,*
** ОАО Арзамасское научно-производственное предприятие "Темп-АВИА")*

Сравнение термоциклически обработанного сплава 44НХТЮ с другими дисперсионно-твердеющими сплавами систем Fe–Ni и Fe–Ni–Cr с позиций критериев разрушения синергетики

Исследованы механические характеристики термоциклически обработанного сплава 44НХТЮ. Рассчитаны критерии разрушения синергетики и проведен сравнительный анализ дисперсионно-твердеющих сплавов систем Fe–Ni и Fe–Ni–Cr. Обоснована возможность интенсификации термоциклической обработки с помощью предложенной термической обработки.

Ключевые слова: дисперсионно-твердеющий сплав; термоциклическая обработка; закалка; механические свойства; критерии разрушения синергетики.

The mechanical properties of alloy 44NKhTYu after thermocyclic processing are explored. Fracture criteria of synergetics are calculated and comparative analysis of precipitation hardening Fe–Ni and Fe–Ni–Cr systems alloys is conducted. Possibility of thermocyclic processing intensification by means of the offered heat treatment is proved.

Keywords: dispersion hardened alloys; thermocyclic processing; hardening; mechanical properties; fracture criteria of synergy.

В точном приборостроении применяют материалы, свойства которых должны оставаться стабильными в процессе длительной эксплуатации. К таким материалам можно отнести дисперсионно-твердеющие сплавы систем Fe–Ni и Fe–Ni–Cr, которые используются при производстве упругих элементов и являются дорогостоящими, поэтому обеспечение их стабильной работы – основная задача в области металлургии.

Исследовали никель и прецизионные сплавы систем Fe–Ni и Fe–Ni–Cr, химический состав которых представлен в табл. 1.

Были рассчитаны комплексы разрушения, пригодные для анализа исследуемых материалов в любых условиях нагружения (изнашивания): критерий зарождения трещин, критерий распространения трещин и критерий хрупкости.

Критерий зарождения трещин количественно определяет способность материала сопротивляться возникновению трещин при деформации:

$$K_{з.т} = W_c / \sigma_т ,$$

где W_c – предельная удельная энергия деформации; $\sigma_т$ – предел текучести.

Чем выше значение $K_{з.т}$, тем труднее зарождаются трещины.

Критерий распространения трещин количественно определяет способность материала сопротивляться свободному движению трещин при деформации в условиях достижения критического напряженного состояния:

1. Химический состав исследованных сплавов

Марка сплава, ГОСТ или ТУ	Содержание основных элементов, %							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Al	Другие
42НХТЮ, ГОСТ 10994–74	≤ 0,05	0,5...0,8	0,5...0,8	41,5...43,5	5,3...5,9	2,4...3,0	0,4...0,8	–
44НХТЮ, ГОСТ 10994–74	≤ 0,05	0,5...0,8	0,5...0,8	43,5...45,5	5,2...5,8	2,2...2,7	0,5...1,0	–
45НХТ (ЭП218), ТУ-14-1-3074–80	0,03	–	–	46,6	5,6	3,2	0,89	–
36НХТЮ (ЭИ702), ГОСТ 10994–74	≤ 0,05	0,3...0,7	0,8...1,2	35...37	11,5...13,0	2,7...3,2	0,9...1,2	≤ 0,02 S ≤ 0,02 P
36НХТЮМ5 (ЭП51), ГОСТ 10994–74	≤ 0,05	0,3...0,7	0,8...1,2	35...37	12,5...13,5	2,7...3,2	0,9...1,2	≤ 0,02 S ≤ 0,02 P 4...6 Mo

$$K_{р.т} = W_{c\,кр}\,\sigma_т.$$

Чем выше значение $K_{р.т}$, тем труднее в материале распространяются трещины.

Критерий хрупкости количественно раскрывает понятие "хрупкость" по соотношению предыдущих критериев:

$$K_{хр} = K^2_{р.т} / (K_{з.т}\,\sigma_т).$$

Чем выше значение $K_{хр}$, тем сильнее критерий распространения трещины превышает критерий зарождения трещин, тем лучше металл противостоит хрупкости.

Такая количественная оценка работоспособности сплавов по противостоянию процессу разрушения по новым критериям синергетики дана впервые, поскольку по механическим свойствам такие оценки сделать невозможно [4].

Комплексная оценка материалов в изучении нанокристаллических веществ и материалов является важным направлением в наноструктурных исследованиях, так как позволяет определить качество материалов не только на момент исследования, но и при длительном их использовании в процессе эксплуатации готовых изделий.

Величина W_c является показателем структурно-энергетического состояния материалов, поскольку в формулу для ее расчета входят значения предела текучести, сопротивления разрушению, предельной деформации, упрочняемости, влияющие на закономерность изнашивания материалов.

Критическое значение предельной удельной энергии деформации $W_{c\,кр}$ перед вершиной трещины определяется при критическом напряженном состоянии (трехосном растяжении), когда энергия деформации, затрачиваемая на пластическую деформацию, равна энергии, идущей на упругое искажение объема [2].

Сплавы с постоянным температурным коэффициентом модуля упругости в диапазоне температур от –60 до +60 °С применяют для изготовления современных упругих чувствительных элементов прецизионных приборов: гироскопов, расходомеров, регуляторов скорости и датчиков линейных ускорений, электронных весов, волосковых спиралей часовых механизмов и др. Для обеспечения их стабильной работы такие сплавы должны быть высокопрочными, трещиностойкими и иметь низкий температурностабильный модуль нормальной упругости, обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям и релаксационной стойкостью.

Нанокристаллический никель обладает большей прочностью и трещиностойкостью, но меньшей пластичностью, ударной вязкостью и меньшим коэффициентом деформационного упрочнения, чем крупнозернистый никель: отношение предела прочности к пределу текучести для никеля с нанокристаллической структурой составляет $\sigma_в / \sigma_{0,2}$ ~1,17, тогда как для обычного никеля $\sigma_в / \sigma_{0,2} = 5$. Следствием низкого коэффициента деформационного упрочнения, вероятно, является низкое сопротивление зарождению трещин, что проявляется в зарождении многих очаговых микротрещин в процессе растяжения [3].

44НХТЮ, 42НХТЮ – дисперсионно-твердеющие сплавы на основе системы Fe–Ni (элинвары), которые сохраняют температурную стабильность модуля упругости до 100...400 °С. Для получения оптимальных механических и физических свойств дисперсионно-твердеющие элинвары подвергают закалке и старению. После закалки с 900...950 °С в воду они высокопластичны и могут подвергаться штамповке и другой механической обработке. При старении происходит выделение дисперсионной фазы, приводящее к упрочнению и изменению упругих, магнитных и электрических свойств сплавов. Наибольшее упрочнение закаленных сплавов достигается после старения при 700...750 °С. В случае применения *низкотемпературной термомеханической обработки* (НТМО) холоднодеформированный материал для максимального упрочнения подвергают старению при 550...750 °С в зависимости от степени деформации. В результате НТМО достигается более высокая прочность вследствие суммарного деформационного и дисперсионного упрочнения.

Гарантированные техническими условиями значения температурного коэффициента частоты $\pm 15 \cdot 10^{-6}$ К$^{-1}$ достигаются после закалки с 910 °С в воду и старения при 600 °С, 3 ч.

45НХТ (ЭП218) – дисперсионно-твердеющий элинвар. Рекомендуется применять для колебательных систем и упругих чувствительных элементов, к которым предъявляют жесткие требования по температурной стабильности модуля упругости или температурному коэффициенту частоты.

36НХТЮ, 36НХТЮМ5 – сплавы на основе системы Fe–Ni–Cr, дисперсионно-твердеющие в упрочненном состоянии. Прочность и твердость сплавов зависят от температуры предварительной закалки. Низкотемпературная закалка позволяет получить более высокие значения пределов прочности $\sigma_в$, упругости $\sigma_{0,05}$ и твердости при последующем старении. Оптимальная температура закалки для сплава 36НХТЮ 900...950 °С, для 36НХТЮМ5 980...1050 °С.

Физико-механические свойства никеля и дисперсионно-твердеющих сплавов на его основе приведены в табл. 2.

Цель работы – сравнение поведения никеля и других прецизионных материалов в условиях нагружения.

Сплавы системы Fe–Ni в высокотемпературной части диаграммы состояния (≥ 400 °С) образуют обширную двухфазную (ОЦК+ГЦК)-область. В условиях низких температур (≤ 400 °С) при малых скоростях охлаждения в железоникелевых метеоритах возможны процессы расслоения, спинодального распада,

2. Физико-механические свойства никеля и дисперсионно-твердеющих сплавов на его основе [3, 4]

Материал	Номер ТО	Режим термической обработки	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,05}$	δ, %	НВ
			МПа				
Нанокристаллический никель	–	–	623	–	–	22	1887
Крупнозернистый никель	–	–	400	–	–	40	1212
42НХТЮ	1	Закалка с (910±10) °С в воде	70	35	–	40	170
	2	Закалка с (910±10) °С в воде + старение при 600 °С, 3 ч	125	100	70	15	350
44НХТЮ	3	Закалка с (910±10) °С в воде	65	35		40	170
	4	Закалка с (910±10) °С в воде + старение при 600 °С, 3 ч	120	90	65	15	320
	5	Термоциклическая закалка с 910 ↔ 350 °С, 4 цикла (охлаждающая среда–воздух) с окончательным охлаждением в воде + циклическое старение при 690 ↔ 20 °С, 10 циклов (охлаждающая среда–воздух)	150	119	–	25	400
45НХТ (ЭП218)	6	Закалка с (950±10) °С в воде + старение при 700 °С, 4 ч	130	100	75	15	350
36НХТЮ (ЭИ702)	7	Закалка с 950 °С в воде	70	35	–	36	160
	8	Закалка с 950 °С в воде, дисперсионное твердение при 650...670 °С, 4 ч	125	100	70	18	350
36НХТЮМ5 (ЭП51)	9	Закалка с 950 °С в воде	90	60	–	30	215
	10	Закалка с 950 °С в воде, дисперсионное твердение при 650...675 °С, 4 ч	140	110	80	10	420
43НХТЮ	11	Закалка с (950±10) °С в воде + старение при 650 °С, 2 ч	120	–	–	17,5	–

упорядочения, эвтектоидного превращения, мартенситного превращения.

Термическую обработку по экспериментальному режиму № 5 табл. 3 проводили в лабораторной муфельной электрической печи сопротивления. Регулирование температуры – автоматическое. Температуру измеряли с помощью термопары типа хромель–алюмель и потенциометра КСП-3, класс точности 0,5. Точность регулирования и измерения ±10 °С. Измерение твердости проводили по методу Бринелля. Механические свойства металлов образца по режиму 5 табл. 3 определяли согласно ГОСТ 1497–84 на разрывной машине УМЭ-10ТМ при скорости деформирования 5 мм/мин с записью диаграммы растяжения.

Из данных табл. 2 следует, что термоциклическая обработка сплава 44НХТЮ позволяет значительно повысить твердость и относительное удлинение в сравнении с обычной закалкой в воду и старением. Поэтому исследование термоциклической обработки является перспективным направлением в металлургии.

Задача термической обработки дисперсионно-твердеющих сплавов систем Fe–Ni и Fe–Ni–Cr для упругих элементов состоит в повышении критериев разрушения синергетики $K_{з.т}$, $K_{р.т}$, $K_{хр}$. Из табл. 3 видно, как влияют различные режимы термической обработки исследуемых сплавов на критерии разрушения синергетики.

Результаты расчета влияния различных режимов термической обработки на W_c, $K_{з.т}$ и $K_{р.т}$ для сплавов 42НХТЮ, 44НХТЮ, 45НХТ (ЭП218), 36НХТЮ и 36НХТЮМ5 приведены на рисунке.

Нанокристаллический никель разрушится быстрее, чем крупнозернистый, о чем свидетельствует повышение $K_{хр}$.

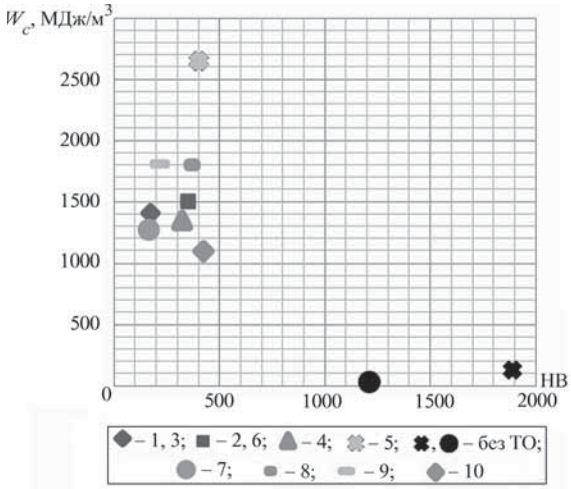
В результате исследований сплавы 44НХТЮ и 36НХТЮ, обработанные по режимам № 5 и 8 табл. 3, оказались самыми работоспособными, так как сопротивление распространению трещин у них самое высокое.

Запас прочности сплавов 45НХТ и 42НХТЮ после закалки и старения, несмотря на различие в химическом составе, одинаковый. Поэтому эти сплавы являются взаимозаменяемыми.

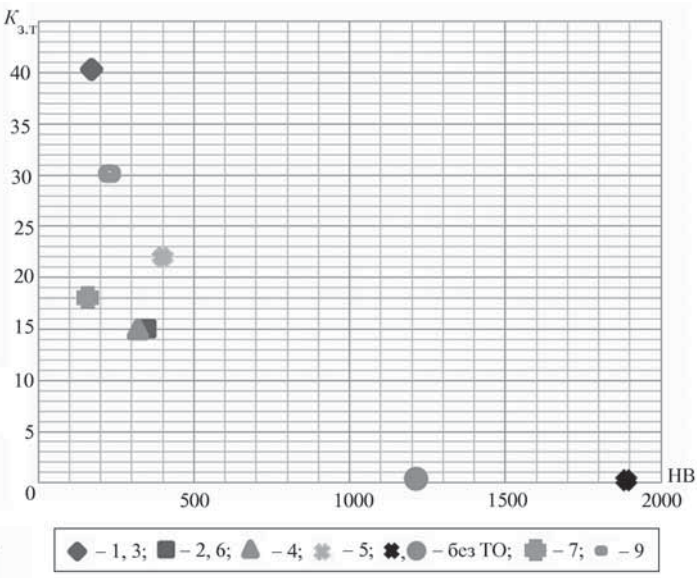
Термоциклическая обработка сплава 44НХТЮ позволяет получить самые высокие критерии разруше-

3. Рассчитанные значения критериев разрушения синергетики никеля и дисперсионно-твердеющих сплавов на его основе

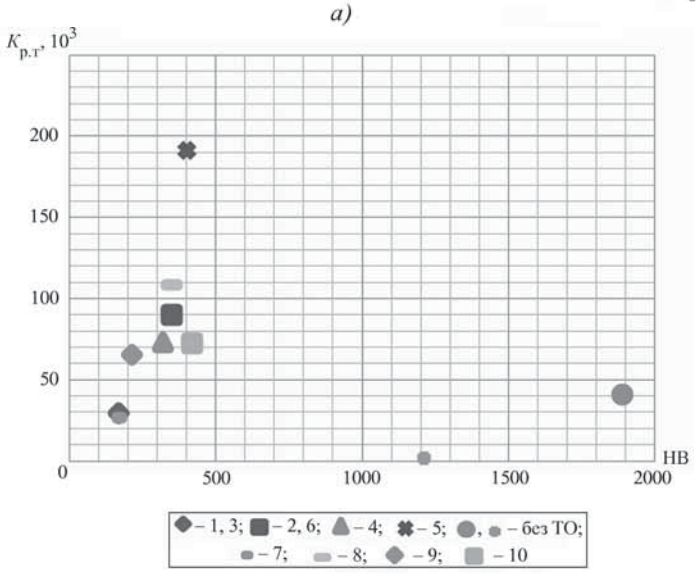
Материал	Номер ТО по табл. 2	HB	W_c	$W_{c\,кр}$	$K_{з.т}$	$K_{р.т}$	$K_{хр}$
			МДж/м^3				
Нанокристаллический никель	–	1888	129	77,19	0,2	40 832	12 960 043
Крупнозернистый никель		1212	33	19,73	0,4	1578,2	75 753,38
42НХТЮ	1	170	1413	847,9	40	29 677	623 213,9
	2	350	1502	901,5	15	90 146	5 408 787
44НХТЮ	3	170	1413	847,9	40	29 677	623 213,9
	4	320	1352	811,3	15	73 019	3 943 006
	5	400	2655	1593	22	191 189	13 765 636
45ХНТ (ЭП218)	6	350	1502	901,5	15	90 146	5 408 787
36НХТЮ (ЭИ702)	7	160	1270	761,9	36	26 668	560 031,1
	8	350	1804	1082	18	108 246	6 494 787
36НХТЮМ5 (ЭП51)	9	215	1810	1086	30	65 171	2 346 166
	10	420	1100	660,5	10	72 655	4 795 227



а)



б)



в)

Зависимость предельной удельной энергии деформации W_c (*а*), критерия зарождения трещин $K_{з.т}$ (*б*) и критерия распространения трещин $K_{р.т}$ (*в*) от твердости HB дисперсионно-твердеющих сплавов систем Fe–Ni и Fe–Ni–Cr:
1–12 – номера ТО по табл. 2

ния синергетики $K_{з.т}$, $K_{р.т}$, $K_{хр}$ в сравнении с другими исследуемыми сплавами, что отражается на повышении работоспособности и запаса прочности изделий во время эксплуатации. Поэтому этот сплав после термоциклической обработки рекомендуется использовать при производстве упругих элементов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Скуднов В.А.** Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разруше-

нии: учеб. пособие для студентов вузов. Нижний Новгород: НГТУ, 2007. 191 с.

2. **Скуднов В.А.** Новые комплексы разрушения синергетики для оценки состояния стали // Материаловедение и металлургия: сб. науч. тр. Нижний Новгород: НГТУ, 2003. С. 155–159.

3. **Кинетика** разрушения никеля с неоднородной наноструктурой / Л.Р. Ботвина, М.И. Алымов, М.Р. Тютин, Т.Б. Петерсен, С.А. Тихомиров, Н.А. Соловьев // Российские нанотехнологии. 2007. № 1–2. С. 106–111.

4. **Прецизионные** сплавы: справочник. Под ред. Б.В. Молотилова. М.: Металлургия, 1974. 448 с.

Наталья Викторовна Редькина,
rednatvik@gmail.ru;
Сергей Викторович Харитонов;
Вениамин Аркадьевич Скуднов, д-р техн. наук

Поздравляем!

Виктора Евгеньевича Громова

д-ра физ.-мат. наук, профессора

с 65-летием

26 ноября 2012 г. исполнилось 65 лет члену редакционного совета нашего журнала Виктору Евгеньевичу Громову – известному в России и за рубежом металлофизику, заслуженному деятелю науки РФ, почетному металлургу РФ, члену Межгосударственного совета по физике прочности и пластичности материалов, Научного Совета РАН по физике конденсированных сред, д-ру физ.-мат. наук, профессору, заведующему кафедрой физики Сибирского государственного индустриального университета. В.Е. Громов зарегистрирован в Федеральном реестре экспертов в научно-технической сфере Министерства образования и науки, он член редакционных коллегий четырех журналов, входящих в список ВАК РФ.

Как высококвалифицированный специалист широкого профиля Виктор Евгеньевич по праву занимает ведущее место среди ученых России в области материаловедения, физики прочности и пластичности сталей и сплавов. На протяжении долгой научной деятельности его учителями и соратниками являются известные российские ученые-материаловеды В.Е. Панин, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, А.М. Глезер, Ю.Ф. Иванов.

Экспериментальные и теоретические исследования в области физики прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий (электрические поля и токи, плазменные и электронные пучки), выполненные в последние 35 лет В.Е. Громовым и его учениками, получили широкую известность и признание в научных кругах и привели к созданию нового научного направления. Результаты исследований нашли применение как в академических, отраслевых и учебных институтах при изучении природы формоизменения металлов и сплавов, так и на ряде предприятий металлургической промышленности и машиностроения при разработке соответствующих электротехнологий. Они внедрены со значительным экономическим эффектом на предприятиях Кузбасса.

За цикл работ по внедрению безкислотной технологии удаления окалины при производстве проволоки из малоуглеродистых и низколегированных сталей на предприятиях металлургической отрасли В.Е. Громов удостоен премии Правительства РФ в области науки и техники. В последние годы научная школа "Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий", возглавляемая В.Е. Громовым, плодотворно работает в области наноструктурного материаловедения по грантам РФФИ и целевым программам Минобрнауки.

Виктор Евгеньевич воспитал плеяду талантливых научных сотрудников – 6 докторов и свыше 30 кандидатов наук, плодотворно работающих в высшей школе, на производстве, в бизнесе. Он автор более 2000 научных публикаций, в том числе 15 патентов и свыше 40 монографий.

В.Е. Громов – действительный член Международной академии энерго-информационных наук и Российской академии естественных наук. Его заслуги неоднократно отмечались наградами и грамотами администрации вуза и области.

Коллектив редакции, редакционный совет журнала "Заготовительные производства в машиностроении", ученики и друзья сердечно поздравляют юбиляра и желают ему здоровья, благополучия и новых научных свершений!

УДК 620.18

А.Н. Румянцев, Н.П. Кармацкий, И.А. Румянцева*, Д.А. Погожева
(Невинномысский технологический институт (филиал)
Северо-Кавказского государственного технического университета,
**Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

К вопросу об оптимизации химического состава алюминиевых ронделей

Исследован химический состав алюминиевых ронделей (заготовок), установлены оптимальное содержание основных примесей, влияющих на пластические свойства ронделей, и количество брака при изготовлении аэрозольных баллонов.

Ключевые слова: алюминиевые рондели; химический состав; основные примеси.

Chemical composition of aluminium slugs is studied, optimum composition of main impurities influencing on plastic properties of aluminium slugs and quantity of reject items in manufacturing aerosol cans are established.

Keywords: aluminum slugs; chemical composition; main impurities.

В настоящее время алюминиевые заготовки или рондели, из которых изготовляют аэрозольные баллоны, в основном покупают за рубежом, так как рондели отечественного производства не обладают нужными свойствами.

По оценкам специалистов, рынок ронделей для производства аэрозольных баллонов и туб в России оценивается в 10 тыс. т ежегодно. Однако, несмотря на то что Россия производит более 3 млн т алюминия в год, производство качественных ронделей в нашей стране практически отсутствует. Учитывая, что отечественные рондели значительно дешевле импортных, то в условиях экономического кризиса становится актуальной задача перевода отечественной аэрозольной промышленности на использование более дешевого отечественного сырья.

Цель исследования – установление оптимального содержания химических элементов в алюминиевых ронделях и их влияние на количество брака при изготовлении аэрозольных баллонов.

В качестве заготовок для производства аэрозольных баллонов применяют алюминиевые рондели, изготовленные из технически чистого алюминия марки А7.

Промышленный алюминий А7 является тройным сплавом системы Al–Fe–Si (рис. 1) [1].

При одновременном содержании железа и кремния в алюминии могут образовываться два тройных химических соединения α (Al–Fe–Si) и β (Al–Fe–Si). Эти соединения практически не растворимы в алюминии, обладают высокой хрупкостью и снижают коррозионную стойкость алюминия и его пластичность. Размер этих соединений уменьшается с увеличением скорости охлаждения. Современные методы непрерывного литья и проката алюминиевой полосы (ОАО "ИркАЗ–Суал", ООО "Алюмар", г. Невинномысск) обеспечивают их достаточное измельчение.

В соответствии с тройной диаграммой состояния Al–Fe–Si для технически чистого алюминия можно ожидать следующие фазовые составы: Al+Si+β; Al+α+Al_3Fe. Принципиальное отличие этих двух составов заключается в том, что в первый из них входит свободный кремний, который существенно влияет на литейные свойства сплавов. Так как при реальной кристаллизации наблюдается внутридендридная ликвация,

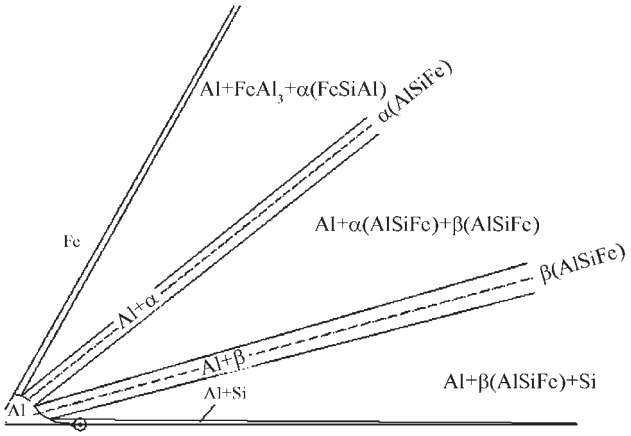


Рис. 1. Схема фазового состава сплавов системы Al–Fe–Si

то любые малые количества кремния вызывают появление эвтектики Al–Si, т.е. температура начала кристаллизации близка к 660 °С, а конца кристаллизации – к 577 °С. Из-за такого широкого интервала кристаллизации (83 °С) алюминий становится горячеломким. Горячеломкость – это склонность к образованию трещин при температурах твердо-жидкого состояния под воздействием внутренних напряжений, возникающих как следствие неравномерной усадки кристаллизующего металла.

Рис. 2. Рондели с поверхностными трещинами

Таким образом, свободный кремний является причиной горячих трещин на поверхности металла и его содержание необходимо ограничивать. Для того чтобы весь кремний находился в металле в связанном состоянии с железом необходимо, чтобы содержание железа превышало содержание кремния. Опытным путем было установлено, что отношение железа к кремнию не должно быть меньше 1,5. На рис. 2 изображены рондели с поверхностными трещинами, полученными вследствие низкого содержания железа.

Однако при значительном превышении содержания железа над содержанием кремния по границам дендридных ячеек образуется эвтектика $Al+Al_3Fe$. Соединение Al_3Fe выделяется в виде игл, служащих готовыми надрезами в металле. При холодном обратном выдавливании аэрозольного баллона надрезы в металле растягиваются и выходят на боковую поверхность баллона сразу, либо приводят к ослаблению поперечного сечения стенки баллона, находящегося под внутренним давлением и проявляются в течение нескольких дней в виде сквозных отверстий.

На рис. 3 приведены микроструктуры поперечного сечения ронделей после отжига производства ОАО "ИркАЗ-Суал" (Россия) и "Ньюман Алюминиум" (Австрия), из которых видно, как по границам зерен располагается эвтектика Al_3Fe [2]. Установлено, что в микроструктуре ронделей австрийского производства эвтектика $Al+Al_3Fe$ наблюдается значительно реже, чем в микроструктуре ронделей отечественного производства.

По данным ОАО "Арнест" (г. Невинномысск), при работе с австрийскими ронделями брак по сквозным отверстиям практически отсутствует, в то же время при работе с отечественными ронделями этот вид брака может достигать 5 % и более по отдельным партиям ронделей. Сравнивая химический состав ронделей этих производителей, можно сделать вывод о том, что содержание железа необходимо ограничивать не только нижним пределом, но и верхним.

Для определения оптимального содержания железа и кремния были изготовлены 10 экспериментальных

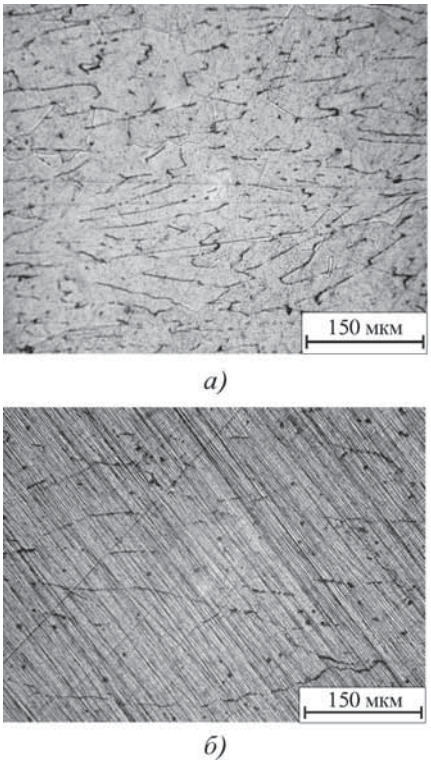


Рис. 3. Микроструктуры поперечного сечения ронделей после отжига производства ОАО "ИркАЗ–Суал" (*а*) и "Ньюман Алюминиум" (*б*)

партий ронделей с соотношением железа к кремнию от 1,5 до 3, причем остальные химические элементы и условия производства ронделей не изменялись. Экспериментально установлено, что соотношение железа к кремнию должно находиться в диапазоне от 1,5 до 2,2, так как в этом случае брак по горячим трещинам и сквозным отверстиям не превышает 0,0001 %.

Третьей основной примесью в алюминии является марганец. Примесь марганца в первичном алюминии очень мала, она появляется при получении сплавов с применением отходов обрабатывающих цехов. Исследования показали, что примесь марганца в количестве 0,05 % служит причиной образования аномально крупного зерна в отожженных ронделях. Это объясняется очень низкой скоростью диффузии марганца в алюминии. Неоднородность, вызванная внутридендритной ликвацией марганца, стойко сохраняется в процессе получения ронделей, что и определяет высокую склонность к росту зерна.

Для определения оптимальных значений марганца в алюминиевых ронделях были изготовлены 3 экспериментальных партии ронделей с различным содержанием марганца, причем остальные химические элементы и условия производства ронделей не изменялись. Экспериментально установлено, что содержание марганца в ронделях не должно превышать 0,01 %, для этого необходимо запретить использование отходов прокатного и штамповочного производств при выплавке метал-

ла, предназначенного для изготовления ронделей. Таким образом, в качестве исходного сырья для производства ронделей должен применяться технически чистый алюминий, полученный путем электролиза.

Четвертой примесью является титан в технически чистом алюминии. Известно, что алюминий в процессе обратного выдавливания стакана должен обладать максимально возможными пластическими свойствами, которые проявляются только в том случае, когда исходный металл обладает мелкозернистой структурой.

Одним из условий получения мелкозернистой структуры является наличие многочисленных центров кристаллизации, в качестве которых могут выступать различные тугоплавкие примеси. Эффект измельчения структуры значительно увеличивается при соблюдении структурного и размерного соответствий (расхождение в межатомных размерах не должно превышать 5...7 %) примесной фазы с основным металлом, которые способствуют сопряжению их кристаллических решеток.

Примесь титана в алюминии образует тугоплавкие включения фазы Al_3Ti с тетрагональной кристаллической решеткой, которая хорошо сопрягается с ГЦК-решеткой алюминия, что способствует значительному измельчению структуры. Именно поэтому в технологический процесс получения алюминия для производства ронделей вводят модификатор – проволоку, содержащую титан. Регулируя скорость подачи проволоки, можно изменять содержание титана в алюминии.

Для определения оптимальных значений титана в алюминиевых ронделях были изготовлены 4 экспериментальных партии ронделей с различным содержанием титана, причем остальные химические элементы и условия производства ронделей не изменялись. Экспериментально установлено, что наиболее оптимальным является содержание титана в количестве 0,012 %. Меньшее количество титана приводит к снижению пластических свойств алюминия вследствие крупнозернистой структуры, а большее – к появлению на боковой поверхности стакана эффекта "апельсиновой корки" (растрескивания). На рис. 4 показан процесс подачи Al–Ti–B-проволоки в расплав жидкого алюминия в ООО "Алюмар".

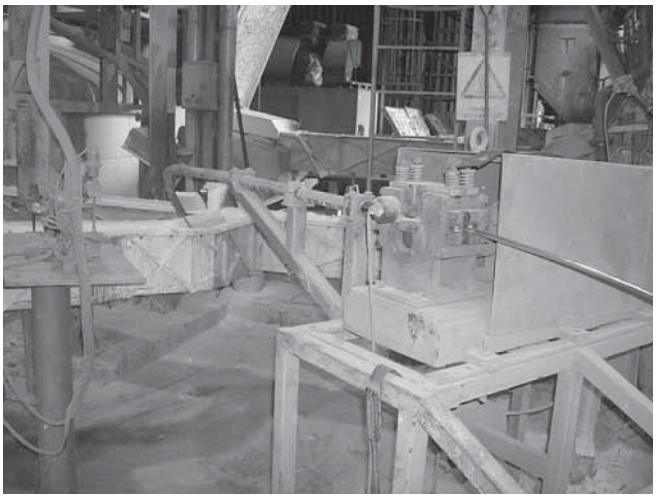


Рис. 4. Подача Al–Ti–B-проволоки в расплав жидкого алюминия

Пятой примесью является водород в технически чистом алюминии. Повышенное содержание водорода приводит к появлению цепочки газовых пузырей на поверхности рондели и в дальнейшем к их разрыву в процессе обратного выдавливания стакана на боковой поверхности аэрозольного баллона.

Для снижения содержания водорода в ронделях жидкий алюминий продувают аргоном. Прохождение аргона через жидкий алюминий приводит к его перемешиванию или "кипению", вследствие чего водород, находящийся в расплаве алюминия, выходит на поверхность расплава и испаряется в атмосферу.

Для контроля водорода в жидком алюминии применяли достаточно простой и эффективный способ. Сущность метода состоит в том, что количество растворенного водорода в жидком металле зависит от парциального давления водорода в газовой фазе над металлом. Обработку результатов проводили в соответствии с ГОСТ 21132.0–75. Учитывая, что водород является вредной, но неизбежной примесью, экспериментально установлено его максимальное количество, которое практически не влияет на появление пузырей.

Для определения максимально допустимого содержания водорода были изготовлены 5 экспериментальных партий ронделей с различным содержанием водорода, причем остальные химические элементы и условия производства ронделей не изменялись. Экспериментально установлено, что максимальное количество водорода не должно превышать 0,07 %.

Экспериментальные исследования позволили определить оптимальное содержание химических элементов в алюминиевых ронделях для производства аэрозольных баллонов и туб: 0,10...0,18 % Fe; 0,06...0,16 % Si; соотношение содержания железа и кремния от 1,5 до 2,2; не более 0,01 % Mn; 0,011...0,012 % Ti; не более 0,07 %; не менее 96...97 % Al.

Полученные результаты исследований можно применять в ОАО "ИркАЗ-Суал" и ООО "Алюмар" при изготовлении алюминиевых ронделей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Материаловедение** / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.; под ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 2005.

2. **Румянцева И.А., Румянцев А.Н.** Сравнительный металлографический анализ ронделей. 4-я всероссийская науч.-техн. конф. "Студенческая научная весна 2011: машиностроительные технологии": http://www.stud-vesna.qform3d.ru

Аркадий Николаевич Румянцев,
канд. техн. наук,
rumyancev-an@arnest.ru;
Николай Петрович Кармацкий,
канд. физ.-мат. наук;
Ирина Аркадьевна Румянцева;
Дарья Александровна Погожева

УДК 621.778:621.315.55-034.3

А.И. Снигирев *(ОАО "Завод Уралпрокат", г. Каменск-Уральский),*
Л.М. Железняк, А.С. Фидер *(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)*

Повышение качества медно-серебряных полос, применяемых в электромашиностроении

Проведено экспериментальное исследование зависимости прочностных ($\sigma_{0,2}$, σ_B, HB) и пластических (δ_5, δ_{10}) характеристик медно-серебряного сплава МС0,1 от относительного обжатия. Обеспечено стабильное, проверенное практикой выпуска промышленных партий полос электротехнического назначения достижение физико-механических свойств изделий, гарантирующее удовлетворение требований нормативной документации.

Ключевые слова: медно-серебряный сплав; полосы прямоугольного сечения; проводники тока в роторах турбогенераторов; высокие механические и электрические нагрузки; повышение потребительских качеств продукции.

Experimental investigation of the strength and plastic characteristics dependence of copper silver alloy MS0,1 on relative compression is carried out. Stable, proven practice of industrial parties bands of electrotechnical purpose the achievement of physical and mechanical properties of product guaranteeing satisfaction of requirements of normative documentation is provided.

Keywords: copper silver alloy; strips of rectangular cross section; current in the conductor rotors of turbogenerators; high mechanical and electrical loads; improving consumer quality products.

Мягкие медные полосы (шины), рассматриваемые для сравнения с медно-серебряными полосами, высокой электропроводности используют в условиях повышенных нагрузок по току при низких значениях напряжения: в линиях питания электролизных ванн и нагревательных печей, в шкафах управления, в распределительных щитах и др. Если при эксплуатации необходимо выдерживать кратковременные, но существенные механические нагрузки, то применяют медные шины полутвердого состояния, имеющие повышенную по сравнению с мягкими шинами прочность при сохранении удовлетворительной пластичности.

В связи с выполнением контрактов на поставку полуфабрикатов в полутвердом состоянии, заключенными с зарубежными партнерами, была поставлена задача соблюдения следующих требований британского стандарта [1] к медным полутвердым шинам: $\sigma_в \geq 250$ МПа; $\sigma_{0,1} = 170...230$ МПа; $\delta = 10...15$ %. Для достижения этих свойств согласно способу [2] шины изготовляли за два прохода волочения с полным рекристаллизационным отжигом между ними при температуре (650 ± 30) °С. В первом проходе применяли относительное обжатие $\varepsilon = 20...28$ %, чистовое волочение проводили с $\varepsilon = 7...10$ %, после чего получали: $\sigma_в = 300...370$ МПа; $\sigma_{0,1} = 167...227$ МПа; $\delta = 10...15$ %, что удовлетворяет стандарту [1].

Однако такой уровень прочности и пластичности, соответствующий назначению полутвердых медных шин, непригоден для полос из сплава меди с серебром марки МС0,1 (0,03...0,1 % Ag) с учетом предъявляемых к ним жестких требований, а также повышенных способностей медно-серебряного сплава по сравнению с электротехнической медью к достижению более высоких эксплуатационных характеристик.

Одним из наиболее ответственных применений полуфабрикатов из медно-серебряных сплавов в отличие от медных шин является использование прямоугольных холоднотянутых полос марки МСТ (медь с серебром, тянутые) [3] в качестве проводников в обмотках роторов турбогенераторов, для которых характерны напряженные режимы механических и электрических нагрузок.

Согласно [3] полосы должны иметь следующие физико-механические свойства: $\sigma_{0,2} \geq 132,5$ МПа; $\delta_{10} \geq 30$ %; удельное электрическое сопротивление постоянному току при температуре 20 °С $\rho \leq$ $\leq 0,01850$ Ом·мм^2/м. Анализ показал, что уровень $\delta_{10} \geq 30$ % следует оценить как значительный, величина $\sigma_{0,2} = 132,5$ МПа соответствует состоянию – 1/4 нагартованное; полосы должны отвечать строгим условиям по качеству их поверхности и допускам на размеры сечения. Высокий уровень качества полос, размерный ряд которых составляет 5...8 мм по толщине и 28...48 мм по ширине [3], связан с особенностями конструкции и технологии изготовления из этих полос обмоток роторов и их монтажа, содержащих операции многократных ребровых изгибов при сборке полос в секции роторов без появления признаков потери ими пластичности – микро- и макротрещин, образования на полосах неровной, бугристой поверхности ("апельсиновой корки"), свидетельствующей о повышенных размерах зерна, и др.

В связи с проектированием прогрессивных модификаций электротехнических устройств ставится за-

дача снижения удельного электросопротивления как для ранее выпускавшихся, так и для вновь осваиваемых полуфабрикатов из сплавов этой группы. Анализ служебных характеристик полос (для снижения ρ и повышения стабильности механических свойств) показал, что возможности достижения этих целей исчерпаны, если ориентироваться только на уровень требований, указанный в [3].

Разработанные ранее технологические схемы [4, 5 и др.] включают в себя волочение горячепрессованной заготовки и однократную холодную прокатку или однократное холодное плющение исходной круглой непрерывнолитой заготовки и многократное волочение; при выпуске шин мягкого состояния предусмотрен чистовой светлый отжиг. Такие и близкие к ним режимы имеют недостаток– безальтернативное разграничение (согласно областям применения изделий) режимов при получении однозначно твердых (с высоким $\sigma_в$ и пониженным δ) или однозначно мягких (с пониженным $\sigma_в$ и высоким δ) полос; для получения полос, отличающихся от указанных уровней прочности и пластичности, эти режимы не подходят.

Марочным составом сплава МС0,1 предусмотрены пределы легирования от 0,03 до 0,1 % серебра, поэтому требуемое сочетание $\sigma_{0,2}$ и δ для сплава с содержанием серебра вблизи нижнего предела при обработке по традиционным схемам практически невыполнимо, поскольку, с одной стороны, получение минимального значения $\sigma_{0,2}$ = 132,5 МПа должно быть обеспечено достаточным относительным обжатием ε в чистовом проходе волочения, а с другой – такое ε снижает δ_{10} до уровня ниже наименьшего норматива, равного 30 %. По этой причине в действующем производстве стараются поддерживать содержание серебра в сплаве вблизи верхней границы (0,1 %), что помимо удорожания продукции достаточно затруднительно по следующим причинам.

В конкретных производственных условиях наряду с нетрудно управляемыми факторами – степень горячей деформации при получении прессованных заготовок, степень холодной деформации при предварительном и чистовом волочении, режим промежуточного отжига и др., существуют факторы, варьирование которыми крайне затруднено – выплавка сплава в имеющихся печах определенного типа; способ, температура, скорость и другие параметры плавки и разливки жестко связаны с возможностями литейного агрегата; основа сплава, пределы его легирования и состав покровного флюса регламентированы технологической документацией.

Кроме того, нельзя исключить влияние технологических причин: трудность точного попадания в заданный химический состав сплава, сложность регулирования параметров плавки и разливки в узко заданных пределах и т.д.; таким образом, возможности оптимизации технологии сужаются, если опираться только на использование известных режимов [3].

Значимым отрицательным фактором, существенно снижающим эффективность известных решений [3, 5–7], является применение в качестве основы сплава меди марки М0к, которая согласно ГОСТ 859–2001 содержит примеси свинца, железа, сурьмы, мышьяка, снижающие электропроводность сплава. Учитывая особенности изготовления и эксплуатации роторов турбогенераторов, а также необходимость соблюдения стабильности электрических и механических параметров этих машин, зависящих в значительной степени от свойств материала полос МСТ, можно сделать вывод, что при применении традиционных технологических режимов не полностью используются физико-механические свойства сплава, из которого изготовлены полосы.

Авторами статьи разработан и реализован при выпуске промышленных партий полос нетрадиционный технологический регламент, согласно которому для получения удельного электрического сопротивления постоянному току $\rho \le 0{,}01748$ Ом·мм^2/м в качестве основы сплава применяют медь катодную марки М00к, а для достижения $\sigma_{0,2}$ = 150...220 МПа и δ_{10} = 38...30 % чистовое волочение проводят с относительным обжатием ε = 6...13 % [6].

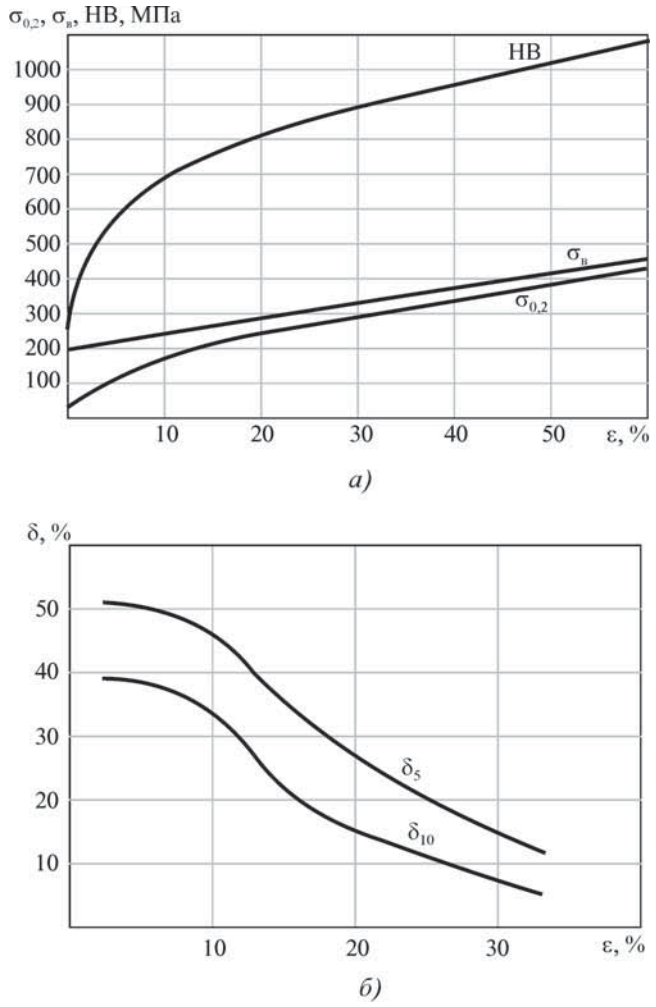
Учитывая недостаточность информации по технологическим свойствам низколегированных медносеребряных сплавов, проведено экспериментальное исследование и построены графические зависимости прочностных ($\sigma_в$; $\sigma_{0,2}$, НВ) и пластических (δ_5, δ_{10}) свойств сплава МС0,1 (с содержанием серебра 0,1 %) от степени холодной деформации (см. рисунок). На основании результатов следует вывод о необходимости осторожного подхода при использовании известных данных о влиянии ε на $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$ и δ. В частности, согласно [7, с. 298, табл. 5.7] сплав МС0,1 имеет следующие значения механических свойств:

$\sigma_в$ = 440 МПа, что соответствует $\varepsilon \approx 55$ % (см. рисунок, *а*);

δ = 14 %, что соответствует ε = 22...23 % (см. рисунок, *б*).

Приведенное в [7] значение δ_{10} = 14 %, полученное при ε = 22...23 %, отвечает уровню полностью нагартованного состояния (см. таблицу), однако при таком значении ε предел текучести $\sigma_{0,2}$ достигает 270...280 МПа (см. рисунок, *а*), т.е. соответствует 3/4 нагартованному состоянию (см. таблицу), следовательно, сочетание указанных значений δ и $\sigma_{0,2}$ противоречит требованиям, предъявляемым в [3]. Таким образом, данные, приведенные в [7], не приемлемы для расчета деформационных режимов, обеспечивающих требуемые по [3] значения $\sigma_{0,2}$ и δ.

Для поиска наиболее благоприятного соотношения $\sigma_{0,2}$ и δ для различных состояний полуфабриката разграничим эти состояния. Разность между максимальным значением $\sigma_{0,2}^{max}$ = 430 МПа, соответствующим полностью нагартованному состоянию при ε =



Зависимость прочностных (*а*) и пластических (*б*) свойств сплава МС0,1 от относительного обжатия

= 55...60 %, и минимальным значением $\sigma_{0,2}^{min}$ = = 70 МПа при ε = 0 % составляет 430–70 = 360*. Деление этого интервала на четыре части приводит к получению доли одной части, равной 360:4 = 90 МПа, и тогда на основе полученной кривой деформационного упрочнения (см. рисунок, *а*) можно сформировать градацию по $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ для сплава МС0,1 (см. таблицу). Аналогичная градация по δ также приведена в таблице.

Из анализа табличных данных следует, что требуемые значения δ_{10} > 30 % (соответствующие 1/4 нагартованному состоянию) достигаются при ε = 0...13 %, а требуемые значения $\sigma_{0,2}$ > 132,5 МПа (соответствующие полунагартованному состоянию) получаются при ε =5...17 %, следовательно, приемлемые для обеих характеристик полос значения ε должны находиться в интервале от 6 до 13 %; при этом повышение нижней границы ε от 5 до 6 % принято с учетом нижнего предела содержания серебра в сплаве. Достоверность полученной информации позволила рассчитать соответствующие производственным условиям режимы обжатий и спроектировать технологию производства полос МСТ, удовлетворяющим всем требованиям нормативных документов.

Целесообразность указанного выше и установленного для решения поставленной задачи диапазона $\sigma_{0,2}$ = 150...220 МПа основана на следующем. Нижняя граница $\sigma_{0,2}$ = 150 МПа превышает нормированный в [3] нижний предел на 150 – 132,5 = 17,5 МПа. Это превышение содержит в себе компенсацию погрешности самого метода определения $\sigma_{0,2}$ и возможные отклонения в зависимости от многих изменяющихся условий реального производства. Согласно применяемой на заводах практике по использованию принятой до введения системы СИ размерности напряжений (кгс/мм^2) погрешность испытательной машины обычно составляет 1...2 кгс/мм^2, и тогда значение 17,5 МПа вполне коррелирует с величиной этой погрешности, поскольку 17,5:9,81 = 1,7 кгс/мм^2.

Наличие множественных изгибов медно-серебряных полос в процессе монтажа при сборке турбогенератора предполагает их высокую пластичность без появления признаков разрушения, позволяющую проводить гибочные операции с малыми радиусами изгиба, что существенно снижает габаритные размеры устройства. Для обеспечения достаточной пластичности полос при проведении указанных операций δ должно

Механические свойства сплава МС0,1 в зависимости от состояния

Состояние	Прочностные свойства			Пластические свойства		
	ε, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	ε, %	δ_{10}, %	δ_5, %
1/4 нагартованное	0...5	70...130	200...230	0...13	40...27	52...40
Полунагартованное	5...17	130...230	230...280	13...17	27...20	40...33
3/4 нагартованное	17...33	230...310	280...350	17...22	20...14,5	33...25
Полностью нагартованное	33...55	310...410	350...450	22...35	14,5...6	25...11

* С учетом известной погрешности (±(10...15) %) построения зависимостей $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$ и δ от ε анализируемые графические и табличные данные являются ориентировочными.

быть не менее 30 % [3], что достигается при $\varepsilon \leq 13$ % в чистовом проходе волочения (см. рисунок, *б*). При $\varepsilon = 13$ % значение $\sigma_{0,2} = 220$ МПа (см. рисунок, *а*), поэтому именно эта величина $\sigma_{0,2}$ и принята в качестве верхней границы диапазона. С другой стороны, соблюдение условия $\sigma_{0,2} \geq 132,5$ МПа накладывает ограничение на нижний предел $\varepsilon = 6$ %, при котором $\delta_{10} = 38$ % (см. рисунок, *б*), и на этом основании диапазон δ ограничен верхним значением $\delta_{max} = 38$ %.

Электропроводность электротехнического сплава в решающей степени зависит от числа и массовой доли присутствующих в нем примесей, поэтому важным фактором, позволившим решить поставленную задачу повышения электропроводности, явился переход от использования в качестве основы сплава меди марки М0к к меди марки М00к. Широко известно, что наиболее сильно снижают электропроводность меди железо и свинец, а из неметаллов – сурьма и мышьяк.

Сопоставление содержания вредных примесей, проведенное по ГОСТ 859–2001, показало, что сокращение их доли в меди М00к по сравнению с медью М0к составляет: по мышьяку – в 2 раза, по сурьме – в 2,5 раза, по свинцу – в 4 раза; следовательно, переход к меди М00к оказал положительное воздействие на электропроводность полос.

Минимизации примеси железа достигли следующим образом. Вместо использования в качестве защитного покрова расплава покупной графитовой крошки с повышенным содержанием железа вследствие ее приготовления размалыванием в шаровой мельнице организовали ее получение в условиях собственного производства. Проведение этих мероприятий привело к значительному снижению ρ от 0,01850 до 0,01748 Ом·мм^2/м (5,51 %), что является существенным, учитывая следующие известные данные:

1. При снижении ρ повышается линейная нагрузка электрической машины, следовательно, путем увеличения тока удается повысить эффективность использования материала проводника – полосы МСТ, и здесь важны даже десятые доли процента снижения электросопротивления.

2. С уменьшением ρ прямо пропорционально снижаются электрические потери; это приводит к сокращению материальных затрат при создании машины за счет следующих изменений: уменьшаются размеры магнитного ядра машины; сокращается потребное сечение медно-серебряной полосы; снижается класс изоляции.

3. Вследствие снижения ρ уменьшается тепловыделение, соответственно снижаются затраты на вентиляцию, эффективность работы которой очень важна из-за малых габаритных размеров турбогенератора.

Повышенный уровень пластичности, т.е. высокие значения δ материала изделий, позволяет проводить монтаж и сборку якоря машины с использованием малых радиусов гибки полосы, что значительно снижает размеры лобовых частей обмотки статора машины.

Медь марки М00к примерно на 20 % дороже по сравнению с медью марки М0к, но это окупается существенным повышением служебных свойств полос из сплава МС0,1; об этом свидетельствуют приведенные выше преимущества, а также положительные отзывы потребителей этой продукции.

Значительное повышение качественного уровня медно-серебряных полос не только гарантированно обеспечило выполнение требований заказчиков в соответствии с нормативной документацией, но и позволило существенно улучшить служебные характеристики работающих при высоких нагрузках турбогенераторов – электрических машин ответственного назначения путем повышения стабильности их электрических и механических параметров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Specification** for Copper for Electrical Perposes, Rod and Bar. BS1432:1977. Britritigh Standard Institution, London. 20 p.

2. **Пат. РФ** на полезную модель № 48997 "Медная шина полутвердого состояния". Опубл. 10.11.2005, Бюл. № 31.

3. **ТУ 48-21-188–80.** Полосы прямоугольные из сплава меди с серебром. ОКП 184420. Группа В53.

4. **Освоение** выпуска медных электротехнических профилей на прокатно-волочильном стане / П.А. Василевский, А.В. Коновалов, В.П. Котельников и др // Цветная металлургия. № 4. 1996.

5. **Нестандартные** электротехнические профили из меди / В.Н. Краснов, А.В. Спиридонов, П.А. Василевский и др. // Металлоснабжение и сбыт. 2004. № 2.

6. **Пат. 2317867 РФ.** Способ изготовления полосы прямоугольного сечения из медносеребряного сплава. Опубл. 27.02.2008, Бюл. № 6.

7. **Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Изд. 3-е. М.: МИСИС, 1999. 416 с.

Александр Иванович Снигирев;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук;
Анастасия Сергеевна Фидер,
asf167@yandex.ru

Отчет о Международной научно-технической конференции "Наукоемкие технологии в машиностроении и авиадвигателестроении"

С 3 по 6 сентября 2012 г. в РГАТУ имени П.А. Соловьева (г. Рыбинск) проходила Международная научно-техническая конференция "Наукоемкие технологии в машиностроении и авиадвигателестроении (ТМ-2012)". Во время конференции состоялось чествование заслуженного деятеля науки и техники РФ, д-ра техн. наук, проф. В.Ф. Безъязычного в связи с его 75-летием.

Работа конференции проходила в следующих секциях:

1. Инновационные технологии, оборудование и оснастка механической обработки и сборки.
2. Инженерия поверхности и конкурентоспособные технологии, оборудование и оснастка для модификации поверхностных слоев деталей машин.
3. Заготовительные производства.
4. Инновационные технологии, оборудование и оснастка отделочно-упрочняющей, электрофизической, электрохимической и комбинированной обработки заготовок.
5. Автоматизация технологических процессов изготовления изделий машиностроения.
6. Управление качеством.
7. Учебный процесс.

По тематике нашего журнала работала секция № 3 "Заготовительные производства". Руководителями секции были д-р техн. наук, проф. А.А. Шатульский и д-р техн. наук М.Л. Первов. Доклады касались материаловедения, литейного производства и обработки давлением.

В области материаловедения были сделаны доклады по нитроцементации зубчатых колес (докладчики М.В. Воздвиженская и А.Н. Федулова), по непрерывному наноструктурированию материалов путем пластической деформации прутковых заготовок (докладчики д-р техн. наук, проф. В.А. Полетаев и д-р техн. наук А.С. Матвеев). Были заслушаны доклады по наномодифицированию чугуна, стали и силуминов и др.

В области литейного производства по оптимизации отливок из сплава ЖС32 сообщения сделали д-р техн. наук, проф. А.А. Шатульский и М.В. Лотонина. С докладами по моделированию напорного заполнения жаропрочным сплавом форм при литье по выплавляемым моделям также выступили д-р техн. наук, проф. С.П. Серебряков и др.

По работам в области обработки давлением были заслушаны доклады по применению магнитных методов по исследованию повреждаемости штампов (докладчик д-р техн. наук, проф. А.В. Корнилова), по изотермической штамповке лопаток ГТД (докладчики М.Л. Первов, В.Б. Мамаев, В.А. Кочетков и др.).

С докладами по холодному обратному выдавливанию выступили д-р техн. наук, проф. М.Е. Попов и магистрант Омар Аль-Джубури.

Был сделан доклад по вопросу повышения эффективности ударного деформирования при осадке заготовок на молотах (докладчики доц., канд. техн. наук В.Ю. Лавриненко, проф., д-р техн. наук А.Е. Феофанова и проф., д-р техн. наук Е.И. Семенов), материалы которого также вошли в диссертацию на соискание ученой степени д-ра техн. наук В.Ю. Лавриненко.

По результатам работы конференции приняты решения:

1) представить на рассмотрение Правительства РФ следующие предложения:

– активировать государственную программу Российской Федерации "Развитие авиационной промышленности на 2013–2025 годы" с привлечением ведущих технологических школ и научного альянса ученых и производственников;

– для развития отрасли общего машиностроения возродить отечественную станкоинструментальную промышленность, возможно, путем создания государственной станкоинструментальной корпорации за счет резервного фонда;

– в целях разработки и создания новых наукоемких конкурентоспособных технологий в машиностроении и авиадвигателестроении ежегодно объявлять конкурс на гранты по данному направлению;

– разработать программу создания банка данных по новым наукоемким технологиям в различных отраслях экономики, в частности машиностроения и авиадвигателестроения;

– в целях реализации новых наукоемких конкурентоспособных технологий на отечественных предприятиях поручить АН РФ разработать экономический механизм их развития;

– Минобрнауки РФ рассмотреть возможность стимулирования вузов страны для повышения качества подготовки специалистов для машиностроения и авиадвигателестроения;

2) рекомендовать руководству регионов разработать региональную целевую программу поддержки критических технологий. Разработка региональных целевых программ в рамках системы целевых программ развития науки, техники и технологий, реализующая функцию формирования благоприятной среды для внедрения наукоемких (критических) технологий в регионе, позволила бы ускорить прохождение этапов создания конкурентоспособной продукции;

3) предложить Ассоциации технологов-машиностроителей:

– консолидировать научные технологические школы страны на разработку и создание новых наукоемких технологий в машиностроении и авиадвигателестроении;

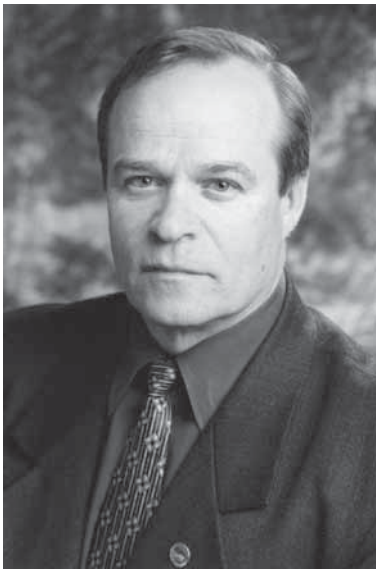
– принять активное участие ведущих научных школ технологов в создании банка данных по наукоемким технологиям для машиностроения и авиадвигателестроения;

– активно добиваться повышения роли и авторитета технологов-машиностроителей на предприятиях нашей страны;

– следующую Международную научно-техническую конференцию (ТМ-2013) провести в мае 2013 г. в г. Курске;

4) научным школам технологов-машиностроителей активизировать научные исследования и способствовать выполнению кандидатских и докторских диссертаций по новым наукоемким технологиям.

Владислав Юрьевич Лавриненко,
канд. техн. наук (Московский государственный индустриальный университет)



Поздравляем!

Александра Александровича Богатова

д-ра техн. наук, профессора

с 70-летием

10 сентября 2012 г. исполнилось 70 лет д-ру техн. наук, профессору, заведующему кафедрой "Обработка металлов давлением" Уральского Федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина Александру Александровичу Богатову.

А.А. Богатов – известный специалист по механике обработки металлов давлением и механике вязкого разрушения металла, им опубликовано более 300 научных работ, в том числе два учебника, 19 монографий и учебных пособий, 79 авторских свидетельств СССР и патентов РФ. Александр Александрович является членом редколлегии четырех центральных технических журналов. Им подготовлено более 3000 инженеров, 29 кандидатов и 5 докторов технических наук.

Основные научные результаты, полученные А.А. Богатовым, связаны с разработкой модели изменения поврежденности металла при обработке давлением и термической обработке, созданием новых испытательных машин для исследования пластичности и сопротивления деформации, разработкой и внедрением инновационных технологий и оборудования в ОАО "РЗОЦМ", ОАО "ПНТЗ", ОАО "СинТЗ", ОАО "НТМК", ОАО "Корпорация ВСМПО–АВИСМА". Под его руководством разработана экспертная система математического моделирования, автоматизированного проектирования и оптимизации технологических комплексов для производства холоднодеформированных труб, разработаны и внедрены новые технологические процессы и оборудование станов длинноправочного волочения труб и высокопроизводительных поточных линий прокатки, сварки, волочения и отделки.

С участием А.А. Богатова разработаны новые виды труб и насосных штанг с высоким ресурсом долговечности при нефтедобыче. Успешно выполняются работы по повышению качества транспортного металла и основных деталей тележки грузового вагона нового поколения. Работы, связанные с изучением эволюции зеренной структуры и фазового состава, нашли применение при внедрении новых технологий изготовления штампованных поковок из титановых сплавов авиационного назначения и труб из легированных марок стали в коррозионно-стойком и холодостойком исполнении.

А.А. Богатов является заслуженным работником высшей школы, почетным работником высшего профессионального образования, лауреатом премии А.Н. Косыгина, почетным профессором Санкт-Петербургского государственного политехнического университета, Почетным прокатчиком РФ, имеет семь научных наград Минвуза СССР, ВДНХ СССР и АИН РФ им. А.М. Прохорова.

Коллектив редакции, редакционный совет журнала
желают Александру Александровичу здоровья, благополучия
и новых научных свершений!

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 10.09.2012 г. Подписано в печать 18.10.2012 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,11. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.