ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 12 декабрь 2017

Председатель редакционного совета и главный редактор
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А., д.т.н., проф.
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ОЛУНД Э., Dr. Ir.
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Шатульский А.А., Жуков А.А. 60 лет кафедре "Материаловедение, литье, сварка" Рыбинского государственного авиационного технического университета имени П.А. Соловьева 531
Серебряков С.П., Берстнев А.А., Игнатьев З.Е. Анализ технологических факторов предупреждения точечных поверхностных дефектов при жаропрочном литье по выплавляемым моделям 534
Акутин А.А., Изотов В.А., Равочкин А.С., Федулов В.М., Мусинов В.В., Вишталюк А.А. Технология получения ответственных отливок из легких сплавов в условиях опытного и мелкосерийного производств 537
Малушин Н.Н., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Никоненко Е.Л., Осетковский И.В. Влияние высокотемпературного отпуска на свойства хромовольфрамового металла высокой твердости, наплавленного плазменной наплавкой в защитно-легирующей среде азота 541

Кузнечно-штамповочное производство

Лавриненко Ю.А. Разработка технологии изготовления пружины клапана двигателя легкового автомобиля 547

Прокатно-волочильное производство

Воронцов А.Л., Карпов С.М., Захарченко А.П., Франк Е.А. Методика определения силовых параметров при различных способах волочения труб 555

Материаловедение и новые материалы

Хрящев И.И., Зайцев Н.А., Шатульский А.А., Логунов А.В. Разработка и оптимизация экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава 560
Жуков А.А., Немтырев О.В., Хасанова Л.А. Разработка и исследование высокостойких хромистых сталей для пресс-форм литья под давлением 566

Информация

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2017 г. 573

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней, в базу данных Chemical Abstracts

Журнал выходит при содействии:
Академии проблем качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермета; ВНИИМЕТМАШа; ИМЕТ РАН; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; АО "НПО "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 "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2017

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 12 December 2017

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
LAVRINENKO V.Yu.

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
KUKHAR' V.D.
LARIN S.N.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
ÖHLUND E.
TUTMANN T.

This issue prepared with assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

Journal is registered by Roskomnadzor.
The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

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 united catalogue "Pressa Rossi" **39205**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Shatul'sky A.A., Zhukov A.A. 60 anniversary of "Material science, casting, welding" chair of the Solov'ev Rybinsk State Aviation Technical University 531
Serebryakov S.P., Berstnev A.A., Ignat'ev Z.E. Analysis of technological factors for prevention of pin-hole surface defects at high-temperature investment casting 534
Akutin A.A., Izotov V.A., Ravochkin A.S., Fedulov V.M., Musinov V.V., Vishtalyuk A.A. Technology for obtaining of responsible castings from light alloys under conditions of pilot and small-scale productions 537
Malushin N.N., Kovalev A.P., Osetkovsky V.L., Nikonenko E.L., Osetkovsky I.V. Influence of high-temperature tempering on properties of chromium-tungsten metal of high hardness weld by plasma welding in shielding and alloying medium of nitrogen 541

Forging and Stamping Production

Lavrinenko Yu.A. Development of manufacturing technology of valve spring of motor car engine 547

Rolling and Drawing Production

Vorontsov A.L., Karpov S.M., Zakharchenko A.P., Frank E.A. Methodology of determination of power parameters at various methods of pipes drawing 555

Physical Metallurgy and New Materials

Khryashchev I.I., Zaytsev N.A., Shatul'sky A.A., Logunov A.V. Development and optimization of economical doped high-temperature nickel alloy 560
Zhukov A.A., Nemtyrev O.V., Khasanova L.A. Development and study of high-proof chromium steels for die casting moulds 566

Information

Index of articles published in year 2017. 573

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2017

А.А. Шатульский, А.А. Жуков
(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

60 лет кафедре "Материаловедение, литье, сварка" Рыбинского государственного авиационного технического университета имени П.А. Соловьева

В соответствии с приказом Минвуза РСФСР № 704 от 02.09.1957 г. в Рыбинском вечернем авиационном технологическом институте была организована кафедра "Металловедение и технология металлов". Кафедру возглавил молодой канд. техн. наук Вилен Михайлович Воздвиженский, который был направлен в Рыбинск после окончания аспирантуры в Московском авиационном технологическом институте и руководил ею с 1957 по 1990 г.

Первоначально кафедра располагалась в трех специализированных аудиториях, подготовка инженеров осуществлялась по специальности "Машины и технология литейного производства" по вечерней форме обучения, лабораторные и практические занятия по специальным дисциплинам проводились непосредственно на производстве в литейных, термических, кузнечно-прессовых, сварочных цехах, а также в лабораториях отдела главного металлурга Рыбинского моторостроительного завода. К преподавательской работе привлекались работники предприятий и Рыбинского авиационного техникума. В 1962 г. на кафедру пришел выпускник Московского института стали и сплавов Адольф Иванович Токарев, высокий уровень профессионально-педагогической подготовки позволил ему создать научно-методические основы изучения теории и технологии литейного производства.

Первый выпуск инженеров-литейщиков (15 человек) состоялся в 1962 г. В числе выпускников были Е.И. Журавлев (впоследствии долгое время работал главным металлургом Рыбинского моторостроительного завода) и Е.И. Голубев — главный металлург Рыбинского конструкторского бюро моторостроения.

В 1964 г. началась подготовка студентов по дневной форме обучения, что привело к значительному увеличению контингента студентов. С этого времени начинается новый этап развития кафедры. На работу пришли ее выпускники: А.А. Жуков, Г.Н. Кондаков, А.Д. Постнова, В.В. Чистяков, которые впоследствии защитили диссертации, а также молодые кандидаты наук, преподаватели — выпускники других вузов: В.А. Гришин (Московский авиационный технологический институт), Б.М. Драпкин (Тульский политехнический институт), П.В. Лебедев, Е.С. Борисов (Горьковский политехнический институт), А.Я. Ларионов (Сибирский металлургический институт).

С 1974 г. начался прием (75 человек) на специальность "Литейное производство черных и цветных металлов" по дневной форме обучения. С этого времени начинается второй этап интенсивного развития кафедры. На кафедру пришла вторая волна ее выпускников: Ю.Н. Иванов, В.В. Добродеев, Л.В. Графенкова, А.А. Шатульский, В.К. Кононенко, Б.В. Фокин, которые также впоследствии защитили диссертации. Из других вузов и предприятий были приглашены преподаватели: С.П. Серебряков, В.А. Руденко, Г.М. Кимстач, С.И. Плис, В.А. Борисов, А.А. Поляков.

В период 1975—1985 гг. коллектив кафедры провел большую работу по формированию основных направлений учебной, методической и научной деятельности. В это время организуют-

ся новые учебные лаборатории "Теоретические основы литейного производства" (В.В. Чистяков, В.В. Добродеев, В.А. Изотов), "Автоматизации литейных процессов" (С.П. Серебряков), "Оборудование литейных цехов" (А.А. Жуков, В.А. Борисов, С.И. Плис), "Печи и плавка" (Е.С. Борисов, Г.М. Кимстач), "Лаборатория радиокерамических материалов" (А.А. Поляков, А.А. Уртаев, Б.В. Фокин), "Лаборатория физических методов контроля" (А.А. Жуков, Б.М. Драпкин), "Лаборатория направленной кристаллизации (П.В. Лебедев, А.А. Шатульский, В.К. Кононенко, А.В. Лапшин).

В конце 1970-х гг. на кафедре под руководством канд. техн. наук А.А. Полякова была проведена большая организационно-методическая работа по подготовке специалистов по направлению "Технология и оборудование производства керамических радиоэлектронных материалов". Первый выпуск по данной специализации состоялся в 1976 г., а всего за время ее существования было подготовлено более 90 специалистов.

С середины 1980-х гг. начинается третий этап развития кафедры, который прежде всего характеризуется внедрением ЭВМ в учебный процесс, а также углублением специализации в подготовке студентов. В это время на кафедре под руководством В.В. Чистякова была создана группа по разработке САПР технологии литья, в ее состав вошли преподаватели: А.А. Шатульский, В.А. Изотов, сотрудники: С.В. Лобанов, В.Н. Петухов, И.В. Гиршфельд, Е.Л. Угниченко. Аналогичные группы были созданы по специальным способам литья и физико-механическим исследованиям сплавов.

В 1990 г. заведующим кафедрой стал канд. техн. наук, профессор А.А. Жуков. В трудные 1990-е гг. ему удалось сохранить кадровый потенциал профессорско-преподавательского и учебно-вспомогательного состава благодаря организации на кафедре малых предприятий "Дендрит" — руководитель Ю.Н. Калюкин, "Эра" — руководитель А.А. Уртаев, "СЕЗАМУ" — руководитель Ю.П. Замятин и активной помощи промышленных предприятий региона.

В 1997 г. на кафедре была открыта подготовка по новым специальностям: "Металлургия сварочного производства" и "Материаловедение и технология новых материалов".

Для обеспечения требуемого качества подготовки инженеров в 1999 г. в ОАО "Рыбинские моторы" был организован филиал кафедры. Первым заведующим филиалом кафедры был назначен главный сварщик ОАО "Рыбинские моторы" — Г.И. Лымарев. К преподаванию специальных дисциплин были привлечены опытные специалисты по технологии сварки, пайки и конструкционных покрытий: инженеры Г.Я. Митрофанова, Н.А. Немтырева, В.Е. Якобсон, О.Г. Гусарин, Л.В. Антропова, а также главный сварщик ООО "Вымпел" С.А. Чистяков. Сотрудниками филиала кафедры совместно со штатными преподавателями кафедры была выполнена большая работа по организации учебного процесса, материальному и методическому обеспечению лабораторно-практических занятий, производственной практики, курсовых и дипломных проектов. Впоследствии для становления и развития данных специальностей много сделали преподаватели кафедры: К.Н. Попков, Н.А. Зайцев, М.В. Воздвиженская, М.А. Шаповалова, Ю.В. Чибирнова.

В 1997 г. на кафедре состоялся первый выпуск бакалавров, а восемь лучших выпускников были рекомендованы для поступления в магистратуру.

В 1990 гг. на кафедре сформировалась группа художественного литья под руководством д-ра техн. наук, профессора А.В. Лапшина, которая занималась изготовлением колоколов. Колокольные наборы, отлитые А.В. Лапшиным и его помощниками, звучат во многих храмах Ярославской области и Ставропольского края.

Позднее была организована лаборатория художественного литья под руководством кандидата, а затем и доктора техн. наук, профессора В.А. Изотова, в составе лаборатории успешно работают канд. техн. наук, доцент А.А. Акутин, инженеры Р.В. Барабанов, М.А. Романов, М.А. Жуков, В.В. Мусинов. За время существования лаборатории были изготовлены оригинальные художественные отливки "Стелла" — по заказу Рыбинского городского отдела культуры в честь 50-летия Победы в Великой Отечественной войне; "Меч" — к празднованию 850-летия Москвы (размер 2,5 м, клинок из алюминиевого сплава, рукоятка — бронзовая), памятник поэту Л.И. Ошанину (скульптор М.М. Нурматов), памятник водопроводчику, скульптура младенца, бюст генерала Батова, которые заняли достойное место на улицах и площадях г. Рыбинска, а также большое количество сувенирной продукции.

В это же время на кафедре под руководством д-ра техн. наук, профессора С.П. Серебрякова была организована лаборатория формовочных материалов. Результатом работы этой лаборатории явилась разработка перспективных смесителей и технологий приготовления и регенерации смесей, было защищено 6 кандидатских диссертаций.

С середины 2000 г. и по настоящее время кафедра принимает активное участие в дополнительной целевой подготовке инженеров для ОАО "НПО "САТУРН", ООО "Рыбинский завод приборостроения", ООО "Газовые турбины", Тутаевский завод дизельных агрегатов, Ярославский моторный завод, ОАО "Гаврилов-Ямский машиностроительный завод "АГАТ".

С 2008 г. заведующим кафедрой стал д-р техн. наук, профессор А.А. Шатульский.

В связи с проходящей реформой высшего образования кафедра выполнила огромный объем работы по переходу на двухуровневую подготовку специалистов, это потребовало разработки большого количества методической документации, кроме преподавателей в этой работе огромную роль сыграли ведущий инженер Е.Р. Кудрякова, Е.Ю. Шевелева, И.В. Гиршфельд, Е.Л. Угниченко.

В 2014 г. на кафедре был осуществлен первый набор студентов на новое направление подготовки 22.03.01 "Стандартизация и метрология". Это потребовало создания новых лабораторий, приобретения специального оборудования, разработки новых учебных планов и методических пособий, в данном направлении большую работу проделали профессор А.А. Жуков, доценты М.А. Шаповалова, Ю.В. Чибирнова, В.М. Федулов, Н.А. Зайцев, ведущий инженер Е.Р. Кудрякова.

В настоящее время на кафедре готовят специалистов по трем направлениям бакалавриата:

22.03.01 "Материаловедение и технологии материалов", профиль "Материаловедение и технология новых материалов";

22.03.02 "Металлургия", профили подготовки: "Технология литейных процессов" и "Металлургия сварочного производства";

27.034.01 "Стандартизация и метрология", профиль "Стандартизация и метрология в заготовительном производстве".

Подготовка магистров ведется по направлению 22.04.01 "Материаловедение и технологии материалов", профиль "Материаловедение и технология новых материалов", аспирантов — по направлению 22.06.00 "Технологии материалов", научные специальности 05.16.01 "Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов", 05.16.04 "Литейное производство".

Неоценимую помощь в подготовке специалистов оказывают кафедре совместители — ведущие специалисты предприятий г. Рыбинска: О.В. Немтырев, Л.А. Хасанова, И.Н. Воздвиженский, И.А. Редькин, С.А. Чистяков, А.Н. Поляков, М.Б. Лотонина, М.В. Васильчук.

В целях активизации научно-исследовательской и внедренческой работы в 2009 г. на кафедре было открыто инновационное малое предприятие ООО "Литейщик", руководителем которого стал д-р техн. наук, профессор В.А. Изотов. За последние годы предприятие выполнило научные исследования по заказам предприятий на несколько десятков миллионов рублей. На данном предприятии успешно работают доценты: А.А. Акутин, А.С. Равочкин, Ю.В. Чибирнова, В.М. Федулов, канд. техн. наук Ю.С. Федулова, инженеры: В.В. Мусинов, М.Н. Романов, Р.В. Барабанов, М.А. Жуков.

За время существования кафедры преподавателями и аспирантами были защищены 8 докторских и более 50 кандидатских диссертаций, ежегодно публикуется более 30 статей, подготовлены и изданы 16 научных монографий, получены сотни патентов и авторских свидетельств.

В разное время кафедру закончили главные металлурги основных промышленных предприятий Рыбинска: В.И. Поппель (Рыбинское конструкторское бюро машиностроения), Н.П. Ситнов ("Полиграфмаш"), С.И. Журавлев (Волжский машиностроительный завод), Е.И. Журавлев, А.И. Виноградов, А.И. Берестевич ("Рыбинские моторы"), В.М. Кошелев ("Гидромеханизация"), В.И. Кириллов ("Раскат"), главные сварщики: А.Н. Поляков, С.А. Заводов (ПАО "ОДК-Сатурн"), Д.А. Петров (ООО "Вымпел"). На кафедре учились А.В. Царев — заместитель директора предприятия "Раскат"; А.И. Бурко — директор завода точного литья, А.И. Соболев — директор завода цветного литья, А.А. Кудряков — главный металлург дизельного завода "Рыбинские моторы", А.Н. Поляков — главный сварщик ООО "Рыбинские моторы", А.И. Петров — главный сварщик ООО "Вымпел", Д.А. Кудряков — заместитель главного технолога завода "Русская механика", В.А. Гречин — заместитель главного метролога ПАО "ОДК-Сатурн".

Многие выпускники стали ведущими специалистами промышленных предприятий и организаций за пределами Ярославской области, среди них: канд. техн. наук А.И. Беляков, канд. техн. наук В.А. Кононов, канд. техн. наук, проф. А.Н. Болдин, канд. техн. наук Е.В. Толоконникова, канд. техн. наук А.Е. Суслов, канд. техн. наук С.А. Соседов, канд. техн. наук И.А. Редькин и др.

Кафедра является центром областной литейной секции Ассоциации литейщиков России — руководитель А.А. Жуков и долгие годы секции "Трибология и надежность машин" — руководитель канд. техн. наук, доцент Ю.П. Замятин.

Начиная с 2011 г. кафедра осуществляет подготовку специалистов и для зарубежных стран, за это время обучение прошли граждане Эфиопии, Таджикистана, Туркмении, Украины, Молдавии.

Сохраняя свои традиции, коллектив кафедры продолжает успешно решать задачи по обеспечению требуемого уровня подготовки специалистов на основе использования современных информационных технологий обучения и перспективных научно-технических достижений.

Александр Анатольевич Шатульский,
заведующий кафедрой, д-р техн. наук;
Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук

УДК 621.744.045

С.П. Серебряков, А.А. Берстнев*, З.Е. Игнатьев
*(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева, *ПАО "ОДК-Сатурн", г. Рыбинск)*

Анализ технологических факторов предупреждения точечных поверхностных дефектов при жаропрочном литье по выплавляемым моделям

Анализ влияния состава формы и условий литья по выплавляемым моделям жаропрочных сталей и сплавов показал, что источником образования точечных поверхностных дефектов в основном является проникающий в отливки шлак. Приведены технические решения по предупреждению точечных поверхностных дефектов: совершенствование конструкции плавильного тигля и литниковой системы.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям; отливки из жаропрочных сталей и сплавов; точечные поверхностные дефекты; плавильный тигель; литейная чаша; стопор; керамическая диафрагма.

The analysis of influence of mould composition and conditions of investment casting of high-temperature steels and alloys has shown that the source of formation of the pin-hole surface defects is the slag penetrating into castings. Technical solutions for prevention of pin-hole surface defects are presented: improvement of design of melting crucible and gating system.

Keywords: investment casting; castings from high-temperature steels and alloys; pin-hole surface defects; melting crucible; foundry bowl; stopper; ceramic diaphragm.

При порционной плавке в литье по выплавляемым моделям жаропрочных сталей и сплавов на отливках образуются *точечные поверхностные дефекты*: разъедание, или питтинг. Глубина дефектов составляет 0,1...0,5 мм, а площадь — 0,5...5 мм^2. Анализ состава дефектов показал наличие в них в основном оксидов железа, кремния, хрома и алюминия.

В зависимости от состава формы (пылевидного наполнителя огнеупорной суспензии) и условий литья интенсивность образования дефектов снижается в направлении: кварц, дистенсиллиманит, циркон, корунд, т.е. снижение количества SiO_2 в пылевидном наполнителе формы на 50 % позволяет снизить количество точечных поверхностных дефектов на 4,5 %. При увеличении температуры заливки на 50 °С количество точечных поверхностных дефектов уменьшается на 3,5 %. При замене атмосферы плавки и литья с воздуха на аргон (или вакуум) количество точечных поверхностных дефектов уменьшается на 4 %.

Основным источником точечных поверхностных дефектов являются оксиды, попадающие в отливку в виде шлака с поверхности ванны расплава. Шлак при плавке в вакууме образуется из оксидов, имеющихся на поверхности шихты, как результат взаимодействия активных компонентов расплава (Al, Cr, Ti) с материалом тигля (например, с муллитом), а также при раскислении сталей. Проблема осложняется тем, что при плавке и литье в вакууме литниковые системы, как правило, не имеют шлакозадерживающих элементов.

На практике отделение шлака от металла осуществляют при стопорной заливке форм или с помощью керамических фильтров. Однако стопорный слив при литье в вакууме требует специальных плавильных установок, которые не выпускаются промышленностью ввиду их малой производительности (система одна плавка — один тигель). Область применения фильтров, устанавливаемых в литейную чашу, ограничена узкой номенклатурой отливок, для которых возможно такое техническое решение.

Разработаны и проверены на практике новые решения по снижению точечных поверхностных дефектов в отливках. Комплексный подход к этой проблеме — в последовательном

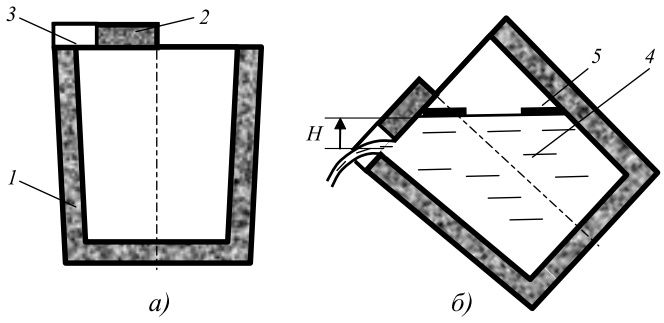


Рис. 1. Схема тигля с напорным истечением расплава:

а — вид тигля; *б* — истечение расплава; *1* — тигель; *2* — накладка; *3* — отверстие слива площадью *s*; *4* — расплав; *5* — шлак

отделении шлаковых включений: на этапе истечения расплава из тигля в форму, на этапе истечения из приемной чаши в стояк, а также при подаче расплава из литниковой системы в отливку. Этот подход выполнен на основе сравнительного анализа свойств материалов: тигля, расплава, шлака с использованием гидравлического моделирования процессов.

На данном этапе наиболее эффективное шлакоотделение происходит с применением тигля [1], снабженного крышкой с литейным отверстием (рис. 1). Площадь сечения отверстия *s* определена для истечения заданного при заливаемой форме расхода расплава. При этом стабильность расхода за время истечения расплавленной порции металла задается созданием определенного напора *H* над сливным отверстием. Скорость поворота тигля на слив отрабатывается с использованием гидромоделирования на прозрачной модели тигля.

Таким образом, в тигле описанной конструкции реализуется напорное истечение металла, из-под свободной поверхности, на которой находится шлак. При этом металл заполняет форму, а его последние порции вместе со шлаком сливаются в литейную чашу. В данном тигле есть возможность создания управляемого расхода расплава.

При повороте тигля на слив расплава в форму шлак остается на свободной поверхности, а металл истекает с расходом $Q = \mu s(2gH)^{0,5}$, где напор *H* задается скоростью поворота тигля, μ — коэффициент расхода; *g* — ускорение силы тяжести.

Однако в первой порции расплава возможно некоторое количество шлака. При повышенной адгезии шлака к керамической форме этот шлак прилипает к стенке литниковой системы и не попадает в отливки.

При изготовлении жаропрочного литья в плавильно-заливочных установках полунепрерывного типа (например, УППФ-3М) использование тигля с накладкой нецелесообразно, так как накладка не допускает загрузку шихты в тигель в вакууме. Для отделения шлака от расплава в этом случае возможно применение в литейной чаше стопора-поплавка [2] (рис. 2).

Литейная чаша имеет металлоемкость, близкую к дозе расплава для данной отливки. Стопор соединен с поплавком, спеченным из корундовой керамики плотностью 3500 кг/м^3. Поплавок расположен на уровне 70...90 % от объема расплава. За время слива металла в чашу до всплывания стопора шлаковые частицы всплывают на свободную поверхность и в отливку поступает чистый металл. Практика использования чаши со стопором показала ее эффективность, однако динамическое действие струи расплава в последней фазе слива металла из тигля (когда стопор всплыл, а металл со шлаком еще поступает в чашу) замешивает шлак в расплав и в отливках выявляются неметаллические включения.

Для более тонкой очистки расплава от неметаллических включений были применены диафрагмы, устанавливаемые в стыке питателей с отливками [3] (рис. 3).

При сборке моделей в блоки в местах стыка отливок с коллектором устанавливают щеле-

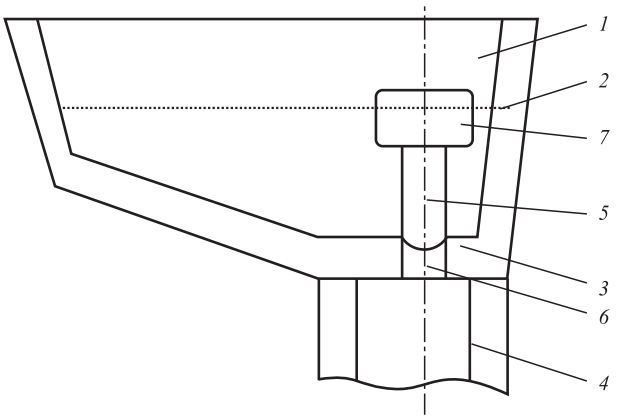


Рис. 2. Литейная чаша со стопором-поплавком:

1 — чаша; *2* — уровень расплава при всплывании поплавка; *3* — седло стопора; *4* — литник; *5* — стопор; *6* — отверстие в чаше; *7* — поплавочная часть стопора

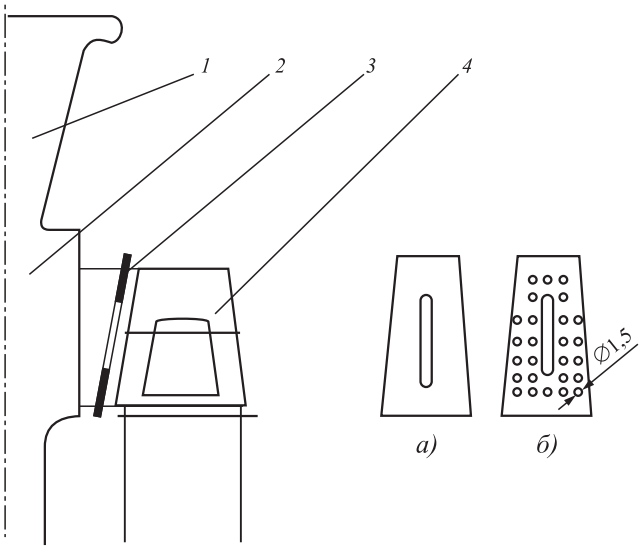


Рис. 3. Схема установки диафрагм в блок лопаток из жаропрочного сплава:

1 — литейная чаша; *2* — коллектор; *3* — диафрагма (*а* — щелевая; *б* — сетчатая); *4* — тепловой узел отливки

вые (или сетчатые) диафрагмы из корундовой керамики толщиной 1...2 мм, с щелевым отверстием шириной 1,5 мм или с дополнительной сеткой отверстий диаметром 1,5 мм. Площадь щели определяют из условия задания требуемой скорости подъема свободной поверхности расплава в форме и для отливки "лопатка газовой турбины" составляет 30...50 мм^2.

Жидкий металл не смачивает форму и в процессе заливки металла силы поверхностного натяжения препятствуют проникновению расплава в тонкую щель диафрагмы. Расчет по формуле Жюрена (см. кн.: Литье по выплавляемым моделям / под ред. Я.И. Шкленника и В.А. Озерова. Л.: Машгиз, 1971. 436 с.) показал, что для данной щели металл потечет в форму под напором более 50 мм. Поэтому за время накопления металла над диафрагмой неметаллические включения всплывают на свободную поверхность расплава и не проникают в отливки.

Практическое опробование использования диафрагм при литье лопаток газотурбинных двигателей показало их эффективность по предупреждению неметаллических включений в отливках.

Однако возникла другая проблема: в тепловых узлах отливок тонкая щель препятствует эффективному питанию, выявляются рыхлоты. Для устранения этих дефектов использованы диафрагмы с сеткой отверстий с шагом 4 мм по площади диафрагмы. В результате улучшилось питание тепловых узлов, рыхлоты были устранены.

Одним из результатов работы является ликвидация мелких неметаллических включений в лопатках из сплава ЖС6У с применением керамических диафрагм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Плавильно-заливочный** тигель: пат. на полезную модель 148383 / С.П. Серебряков, А.А. Берстнев, Е.И. Чернова. Приоритет 29.04.2014.

2. **Литниковое** устройство: пат. на полезную модель 140758 / С.П. Серебряков, А.А. Берстнев, Е.И. Чернова. Приоритет 22.10.2013.

3. **Литниковая система:** пат. на полезную модель 145747 / С.П. Серебряков, А.А. Берстнев, Е.И. Чернова. Приоритет 8.05.2014.

Сергей Павлович Серебряков, д-р техн. наук,
serebryakov.sp@mail.ru;
Александр Александрович Берстнев,
канд. техн. наук;
Захар Евгеньевич Игнатьев

УДК 621.74.045

А.А. Акутин, В.А. Изотов, А.С. Равочкин, В.М. Федулов, В.В. Мусинов, А.А. Вишталюк
(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

Технология получения ответственных отливок из легких сплавов в условиях опытного и мелкосерийного производств

Приведено описание разработанных технологии, оборудования и материалов для получения ответственных отливок из алюминиевых сплавов с применением аддитивного производства.

Ключевые слова: аддитивное производство; литье в гипсовые формы; литье по выплавляемым моделям; отливки из алюминиевых сплавов; литейная форма.

The description of the developed technology, equipment and materials for the production of the responsible castings from aluminium alloys with application of additive manufacturing are presented.

Keywords: additive manufacturing; plaster-moulds casting; investment casting; aluminum alloys castings; mould.

Опытное производство подразумевает кратчайшие сроки получения в небольших количествах опытных отливок при минимальных затратах. К основным затратам по времени и ресурсам относится изготовление литейной оснастки. Упростить ее изготовление или полностью отказаться от нее позволяет аддитивное производство.

Анализ показал, что аддитивные технологии в настоящее время все чаще применяют в высокотехнологичных производствах — для опытных разработок или получения отливок небольшой серийности. Однако высокая стоимость, как правило, импортных оборудования и расходных материалов, низкая производительность установок, а также не всегда удовлетворительное качество получаемых отливок ограничивают их распространение.

Поэтому актуальной задачей является разработка отечественных технологий, оборудования и материалов, которые позволят обеспечить снижение затрат на изготовление отливок при обеспечении требуемого качества.

Сотрудниками кафедры "Материаловедение, литье и сварка" РГАТУ им. П.А. Соловьева и специалистами малого инновационного предприятия ООО "Литейщик", созданного на базе университета, разработаны технология, литейное оборудование и материалы для получения ответственных отливок из алюминиевых сплавов (для опытных разработок авиадвигателестроения малой авиации, ОАО "ГМЗ "АГАТ") с применением FDM-технологии (3D-печать пластиковых изделий). Отливки имеют сложную конфигурацию, чередование тонких стенок с массивными тепловыми узлами, повышенные требования по прочности и плотности.

В основе разработанной технологии лежит литье в гипсовые формы, изготовленные по выплавляемым моделям и формовкой в стержнях. Основными этапами технологии после инженерных расчетов, проектирования и моделирования в CAD- и CAM-системах являются:

1. *Изготовление выплавляемых моделей отливок и литниковой системы или литейной оснастки (стержневых ящиков) с помощью FDM-технологии.* На 3D-принтере собственной сборки изготовляются: выплавляемые модели из PLA-пластика отечественного производства [1, 2] либо стержневые ящики из PLA- или ABS-пластика также отечественного производства [3]. Для повышения качества поверхности желательно использовать две одновременно печатающих головки: одну — основным пластиком, вторую — водорастворимым пластиком (поддерживающие элементы при построении). Выплавляемые модели, если требуется, спаивают в модельный блок и инфильтруют (пропитывают обычным модельным составом, например ПС 50-50).

2. *Изготовление литейной гипсовой формы.* Состав формовочной смеси собственной разработки содержит: высокопрочный гипс марки не ниже Г16, волластонит, поваренную соль, воду. Соль вводится как разупрочняющая добавка для облегчения выбивки отливок [4]. Смесь в сухом состоянии приготовляется в отдельном лопастном смесителе (либо ручным миксером с насадкой).

Далее для изготовления монолитных неразъемных форм по выплавляемым моделям или отдельных стержней (формовка в стержнях) применяют известную технологию и оборудование ювелирного литья: вакуумную установку для смесеприготовления и изготовления гипсовых литейных форм, печь с программатором для выплавления моделей и прокаливания гипсовых форм [5]. На основе проведенных исследований были разработаны режимы удаления пластиковых моделей из литейных форм и прокаливания гипсовых форм после вытопки.

3. *Приготовление расплава.* Для плавки и заливки сложного ответственного литья из алюминиевых сплавов применяют различное плавильно-заливочное оборудование: установки литья под низким давлением, установки литья вакуумным всасыванием, установки автоклавного литья.

Для алюминиевого литья адаптируют свои установки и производители традиционного ювелирного оборудования, которое раньше предназначалось только для плавки драгоценных металлов. Например, известные зарубежные фирмы такого оборудования увеличили объемы плавильно-заливочных камер в установках вплоть до 30 кг по алюминиевым сплавам.

Эти установки представляют собой автоматическую индукционную вакуумную литейную машину, в которой нагрев и плавка шихтовых материалов в графитовом тигле с донным сливом осуществляются в вакууме или защитной среде инертного газа. При достижении температуры заливки создают вакуумное разрежение в литейной форме, находящейся в нижней камере, поднимают стопор и жидкий металл под действием сил гравитации и вакуумного всасывания заполняет полость литейной формы. В этих машинах допускается возможность создания избыточного давления инертным газом для подпрессовки жидкой фазы металла в момент окончания заполнения формы, а также во время затвердевания отливки.

Такое импортное оборудование дорогостоящее, а также имеет следующие недостатки: невозможно регулировать скорость расплава из тигля; литниковая система должна иметь центральное расположение в литейной форме напротив сливного отверстия в тигле; требуется точное дозирование шихты по металлоемкости формы; установка имеет ограничение по размеру опок.

В предлагаемой технологии проводится открытая плавка в обычных печах.

4. *Рафинирование расплава.* Рафинирование осуществляется продувкой инертным газом или осушенным воздухом при небольшом расходе 150...200 л/ч.

5. *Модифицирование расплава.* Для повышения механических свойств разработан универсальный для всех алюминиево-кремниевых сплавов наноуглеродный модификатор [6, 7], показавший лучшие результаты для литья в гипсовые формы, отработаны режимы модифицирования и предложен способ его подачи в расплав внутри спрессованной узкой полосы из алюминиевой фольги для наиболее полного усвоения.

6. *Заливка литейной формы и затвердевание отливки.* Заливка форм по данной технологии осуществляется с помощью специально разработанной установки автоклавного типа (рис. 1 и 2).

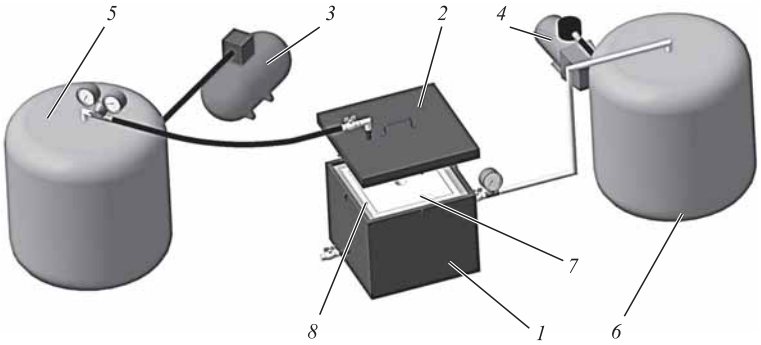


Рис. 1. Схема установки получения отливок из алюминиевых сплавов с вакуумным разрежением в литейной форме во время заливки и с затвердеванием под давлением:

1 — заливочный контейнер; *2* — крышка контейнера; *3* — воздушный компрессор; *4* — вакуумный насос; *5* — ресивер высокого давления; *6* — вакуумный ресивер; *7* — литейная форма; *8* — опорный материал

Рис. 2. Экспериментальная установка

Установка служит для создания в литейной форме разрежения в момент заливки и повышенного давления сжатым воздухом на металл в форме во время его затвердевания. Устройство состоит из сменного контейнера, выполняемого по типовому размеру литейных форм, и подключаемых к нему подвижного компрессорного блока и подвижного вакуумного поста.

Контейнер *1* (см. рис. 1) с помещенной в него гипсовой формой *7* имеет по внутреннему контуру трубопровод с отверстиями, закрытыми мелкой металлической сеткой, подключаемый к вакуумному насосу *4*, и отдельное отверстие в верхней части контейнера для подачи сжатого воздуха над формой.

Гипсовая форма имеет низкую газопроницаемость, а алюминиевый сплав — низкую удельную плотность, поэтому создаваемое в форме разрежение улучшает заполняемость формы расплавом. Для этого перед заливкой расплава в форму, поверх нее в открытый контейнер укладывают полиэтиленовую пленку, включают вакуумный насос и в контейнере под пленкой и соответственно в полости литейной формы создается разрежение.

После заливки расплава в форму вакуумный насос отключают, контейнер накрывают герметичной крышкой *2* (см. рис. 1), и внутри него с помощью компрессора *3* создается избыточное давление сжатого воздуха не менее 0,2 МПа до конца затвердевания отливки в форме. Низкая теплопроводность гипсовой формы и соответственно медленное затвердевание расплава в форме позволяют выполнить эти операции согласно технологическому режиму и обеспечить требуемое давление для получения отливки высокой плотности при условии наличия открытых прибылей в форме.

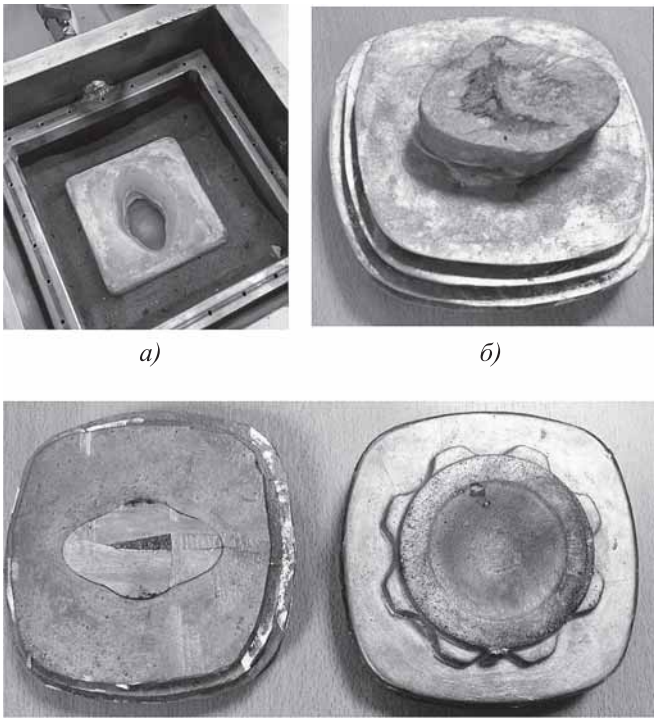
Гибкая схема установки и возможность использования при необходимости ресиверов высокого давления *5* и вакуумного *6* (см. рис. 1) позволяют легко менять контейнеры в зависимости от размеров литейной формы.

7. *Выбивка гипсовой литейной формы.* Выбивка гипсовых форм, заключающаяся в помещении в воду еще горячих форм, имеющих температуру выше 500 °С (в этих условиях гипс легко отслаивается от поверхности металла), не приемлема для алюминиевого литья из-за того, что температура формы под заливку не превышает 300 °С. Также из внутренних полостей отливки, имеющих сложную конфигурацию и узкие выходы на поверхность отливки, затруднительно удалить гипсовую массу даже с применением современного выбивного оборудования.

Для облегчения выбивки разработан состав формовочной смеси со специальной добавкой, которой, как было указано выше, является поваренная соль, разрыхляющая гипсовые форму и стержни при погружении их в воду, поэтому выбивку и очистку отливок осуществляют в проточной воде или с применением ультразвуковых ванн.

На стадии разработки состава смеси было выявлено негативное влияние добавки на свойства гипсовых стержней (снижение прочности в сыром состоянии, возникновение коробления при длительном хранении в сыром состоянии). Это потребовало проведения дополнительных исследований по определению влияния добавки на свойства смесей (сроки схватывания, жидкотекучесть, прочность в сыром и сухом состояниях, коробление в сыром и сухом состоянии) и разработке оптимальной технологии применения смесей с добавкой соли.

Заключение. Разработанная технология была опробована при изготовлении опытных партий ответственных отливок из алюминиевых сплавов, предназначенных для авиадвигателестроения малой авиации (рис. 3 и 4). Отливки прошли успешные испытания в работе экспериментальных образцов двигателей.

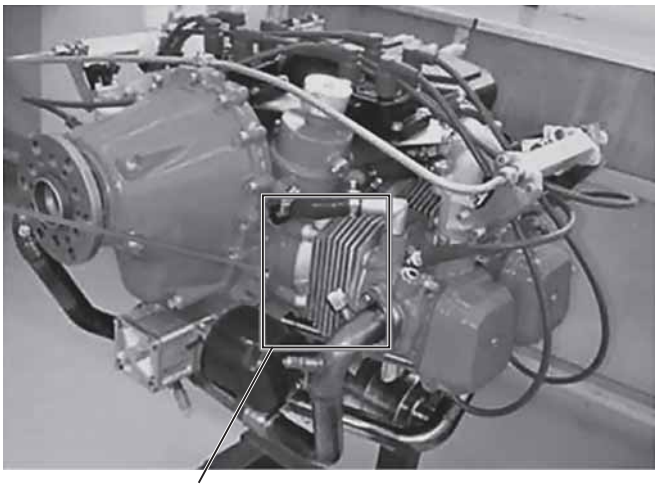


а) *б)*

в)

Рис. 3. Пример опытной отливки, полученной заливкой в экспериментальной установке:

а — литейная форма в установке; *б* — отливка с прибылью; *в* — отливка после обрубки



Деталь двигателя, заготовка для которой получена литьем по разработанной технологии

Рис. 4. Экспериментальный двигатель

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Оценка** возможности применения пластиковых материалов отечественного производства при получении отливок из алюминиевых сплавов / В.А. Изотов, Ю.С. Федулова, В.М. Федулов, В.В. Мусинов // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2014. № 12. С. 3—9.
2. **Литье** в песчано-гипсовые формы тонкостенных отливок из Al-сплавов с выплавляемой моделью из PLA-пластика / В.А. Изотов, А.А. Акутин, Ю.С. Федулова, А.С. Равочкин, В.М. Федулов, А.А. Вишталюк // Литейное производство. 2015. № 5. С. 15—18.
3. **Разработка** технологии получения тонкостенных алюминиевых отливок методом литья в комбинированные формы с применением FDM-печати при изготовлении оснастки / В.А. Изотов, А.А. Акутин, Ю.С. Федулова, В.В. Мусинов, В.М. Федулов, А.С. Равочкин // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2015. № 5 (47). С. 3—6.
4. **Акутин А.А., Изотов В.А., Шатульский А.А.** Разупрочняющая добавка в составе смесей на гипсовой связке для упрощения процесса выбивки литейных форм и стержней // Всероссийская конф. в рамках III Международного технологического форума "Инновации. Технологии. Производство": сб. материалов. Рыбинск: РГАТУ им. П.А. Соловьева, 2016. С. 48—51.
5. **Опыт** применения аддитивных технологий при получении отливок в условиях малого литейного предприятия / А.А. Акутин, В.А. Изотов, В.В. Мусинов, В.М. Федулов, А.С. Равочкин / Всероссийская науч.-практ. конф. "Состояние и перспективы развития литейных технологий и оборудования в цифровую эпоху": сб. трудов. М.: Университет машиностроения, 2016. С. 104—110.
6. **Способ** модифицирования алюминия и алюминиево-кремниевых сплавов (силуминов) углеродом: пат. 2538850 / В.А. Изотов, Ю.В. Чибирнова. Заявл. 07.03.2013; опубл. 10.01.2015.
7. **Серов Р.А., Чибирнова Ю.В., Изотов В.А.** Влияние времени выдержки наноуглерода на его модифицирующие способности для алюминиево-кремниевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. Том 15. № 3. С. 141—143.

Алексей Анатольевич Акутин, канд. техн. наук;
akutinaa@yandex.ru;
Владимир Анатольевич Изотов, д-р техн. наук;
Артем Сергеевич Равочкин, канд. техн. наук;
Виталий Михайлович Федулов, канд. техн. наук;
Владимир Викторович Мусинов;
Алексей Александрович Вишталюк

УДК 621.791.92

Н.Н. Малушин, А.П. Ковалев, В.Л. Осетковский
(ОАО "ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк),
Е.Л. Никоненко *(Томский государственный архитектурно-строительный университет),*
И.В. Осетковский *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*

Влияние высокотемпературного отпуска на свойства хромовольфрамового металла высокой твердости, наплавленного плазменной наплавкой в защитно-легирующей среде азота

Исследовано влияние высокотемпературного отпуска на свойства (твердость и микротвердость) хромовольфрамового быстрорежущего наплавленного в среде азота металла типа стали Р18Ю. Показано, что высокотемпературный отпуск приводит к повышению микротвердости, выравниванию ее значений и уменьшению разброса значений микротвердости, что способствует повышению износостойкости наплавленного металла.

Ключевые слова: наплавка; хромовольфрамовый наплавленный металл; твердость; микротвердость; термический цикл наплавки; структура; фазовый состав.

The influence of high-temperature tempering on properties (hardness and microhardness) of high-speed weld in nitrogen atmosphere metal R18Yu type steel is studied. It is shown that high-temperature tempering increases of microhardness, the alignment of its values and decrease in spread of microhardness values, thereby increasing wear resistance of the weld metal.

Keywords: surfacing; chromium-tungsten weld metal; hardness; microhardness; surfacing thermal cycle; structure; phase composition.

Наиболее полно требованиям, предъявляемым к наплавленному металлу для упрочнения деталей горно-металлургического оборудования, соответствуют хромовольфрамовые теплостойкие стали. Теплостойкие стали типа Р18, Р6М5, Р9, Р2М8, 3Х2В8 обладают наряду с высокими служебными свойствами неудовлетворительной свариваемостью.

Для предотвращения образования холодных трещин традиционная технология наплавки обычно предусматривает обязательное применение высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{под}$ = = 400...700 °С) и замедленного охлаждения изделия. При этом происходит образование пластичных продуктов распада аустенита, обладающих низкой твердостью и износостойкостью, что в свою очередь вызывает необходимость проведения сложной термической обработки (отжиг + закалка + отпуск). В процессе термической обработки биметаллического изделия не всегда удается полностью использовать свойства высоколегированного металла и обеспечить его максимальную твердость и износостойкость.

В разработанных в Сибирском государственном индустриальном университете способах наплавки теплостойких сталей высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект кинетической пластичности ("сверхпластичности"). Особенностью предложенных способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{под}$ = 230...280 °С).

Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений.

Предлагаемый термический цикл наплавки состоит из трех стадий [1, 2]. Первая стадия обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области

высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Она может быть реализована применением высококонцентрированных источников нагрева (например, сжатой дугой) и сопутствующего охлаждения.

Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с $T_{под} = M_н + (50...100)$ °С.

Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения $T_{под}$ ниже температуры $M_н$. При этом временные напряжения уменьшаются за счет частичной релаксации в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Такой термический цикл позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений и обеспечивает высокую твердость наплавленного металла после трех-четырехкратного высокотемпературного отпуска при температуре 560...580 °С.

Цель работы — исследование влияния высокотемпературного отпуска на свойства (твердость и микротвердость) хромовольфрамового быстрорежущего наплавленного в среде азота металла.

Исследовали влияние термической обработки на твердость и фазовый состав наплавленных быстрорежущих сталей типа Р18, следующего химического состава: 0,86 % C; 4,84 % Cr; 17 % W; 5,4 % Mo; 0,5 % V; 0,65 % Al; 0,06 % N. В качестве основного металла выбрана сталь 30ХГСА, обладающая высоким комплексом механических свойств (состав: 0,3 % C; 9...1,1 % Cr; 0,8...1,1 % Mn; 0,9...1,2 % Si).

Наплавку заготовки осуществляли на установке для плазменной наплавки тел вращения [1, 2]. Валки наплавляли плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, в качестве защитного — азот. Плазменную наплавку выполняли по термическому циклу, описанному выше.

Заготовку с припусками под наплавку 5...10 мм на сторону устанавливали в центрах наплавочной установки, предварительно подогревали до температуры 230 °С, включали охлаждение шеек валка с расходом холодной воды до 2 л/мин. После завершения подготовительных операций проводили пяти-шестислойную наплавку.

Режим наплавки: сварочный ток 150...160 А; напряжение на дуге 50...55 В; скорость наплавки 18 м/ч; скорость подачи порошковой проволоки 60 м/ч; смещение с зенита 10...12 мм; длина дуги 20 мм; расход защитного газа азота 20...22 л/мин; расход плазмообразующего газа аргона 6...8 л/мин; диаметр проволоки 3,7 мм.

После окончания наплавки заготовку охлаждали на воздухе. Режим наплавки обеспечивал скорость охлаждения наплавленного металла 15...20 °С/с в интервале температур перлитного превращения 750...860 °С и замедленное охлаждение 0,10...0,08 °С/с при температурах бейнитного превращения 400...200 °С.

Плазменную наплавку осуществляли по термическому циклу, представленному на рис. 1 [1—3]. Дефекты наплавки при визуальном осмотре валков не обнаружены. Качество наплавленной поверхности удовлетворительное.

Из верхних слоев наплавленного металла вырезали образцы на станке электроискровой резки. Половину образцов от партии подверга-

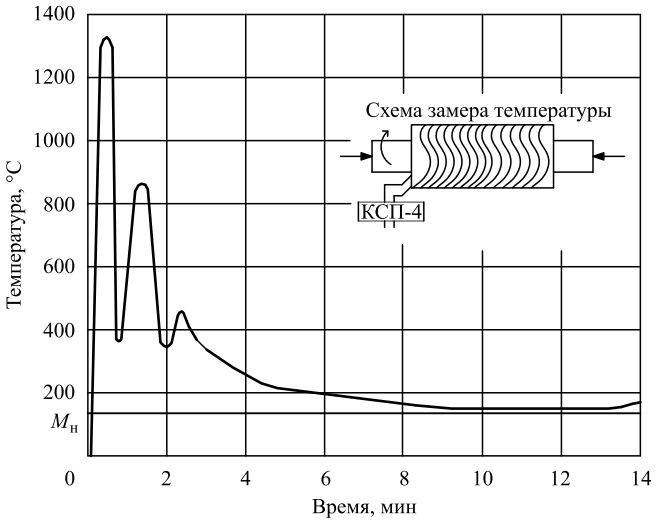


Рис. 1. Термический цикл при плазменной наплавке первого слоя

ли термической обработке, режимы которой в случае наплавленных образцов выбирали из рекомендаций для близких по составу кованых сталей Р18 (температура нагрева 580 °С, время выдержки 1 ч, число отпусков 4). Влияние высокотемпературного отпуска на твердость поверхности оценивали по методу Роквелла [4].

Состояние металла после наплавки, а также после наплавки и термической обработки оценивали по результатам рентгеноструктурного и физико-химического фазового анализов. Физико-химический анализ проводили также для изучения распределения карбидообразующих элементов между твердым раствором и карбонитридной фазой.

Образцы подвергали предварительно анодному растворению с поверхности для устранения измененного слоя после электроискровой резки и шлифования. Физико-химическое изолирование карбонитридной фазы проводили в 15%-ном водном растворе поваренной соли и 2,5%-ном водном растворе винной кислоты. Плотность тока 0,03...0,06 А/см^2, время электролиза 30...40 мин [5].

Микротвердость измеряли методом Виккерса на приборе ПМТ-3. Индентор — четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка 0,981 Н (100 гс). В ходе исследований поперечных шлифов наносили по пять дорожек уколов в направлении от поверхности покрытия вглубь основного металла. Расстояние между уколами составляло 200 мкм. При испытании измеряли длину диагонали отпечатка; число твердости определяли как частное от деления приложенной нагрузки на поверхность полученного отпечатка [4].

Все образцы для измерения микротвердости разрезали на электроискровом станке на ряд параллельных пластинок толщиной 0,25...0,30 мм (измерения проводили микрометром с точностью ±0,01 мкм). При этом резку образцов осуществляли в режиме, который не вносил в материал искажений и дополнительных дефектов. Образцы вырезали в направлении, параллельном направлению поверхности образцов из зон: поверхности, центральной части наплавки, стыка наплавки с основным металлом и стыка со стороны основного металла.

Дальнейшую подготовку поверхности образцов проводили в несколько этапов. Сначала пластинки химически очищали от следов резки в растворе перекиси водорода с добавлением нескольких капель плавиковой кислоты при комнатной температуре. Затем пластинки подвергали электролитическому полированию в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте до образования зеркальной поверхности также при комнатной температуре. На полученных таким образом образцах измеряли микротвердость.

Уровень микротвердости наплавленных покрытий, переходных зон и основного металла оценивали на поперечных шлифах, вырезанных из образцов. По результатам измерений строили зависимости микротвердости от глубины слоев. Измерения проводили поперек зон исследования: поверхности, стыка наплавки, металла и основного металла.

Исследования показали, что твердость поверхности наплавленного в среде азота металла составляет 54...58 HRC. Для увеличения твердости и износостойкости осуществляли четырехкратный высокотемпературный отпуск при 580 °С в течение 1 ч. Влияние числа отпусков на твердость хромовольфрамового металла показано на рис. 2. Как видно из данных рис. 2, проводить более четырех отпусков нецелесообразно.

Применение высокотемпературного отпуска дополнительно после наплавки позволяет улучшить свойства наплавленного высоколеги-

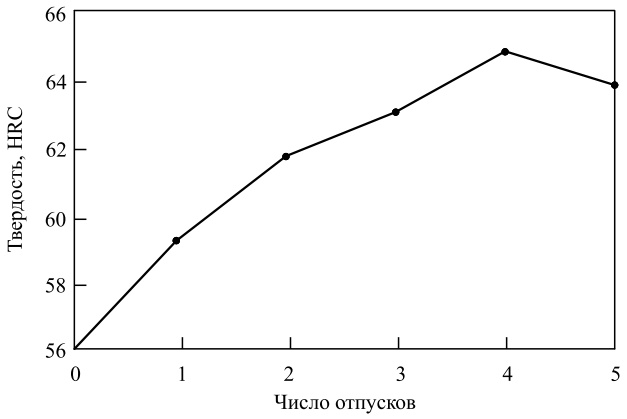


Рис. 2. Влияние числа отпусков на твердость наплавленного металла

рованного металла, а также обеспечить благоприятное напряженное состояние.

Положительно на увеличении твердости наплавленного металла сказывается использование в качестве защитно-легирующей среды в процессе плазменной наплавки азота и введение в шихту порошковой проволоки алюминия в определенных пределах. В процессе наплавки происходит легирование наплавленного металла азотом непосредственно из газовой фазы, что позволяет дополнительно повысить твердость рабочего слоя изделия.

Алюминий вводили в состав шихты порошковой проволоки для устранения пористости за счет связывания избыточного азота в нерастворимые в жидком металле соединения, способные дополнительно упрочнять металл в результате образования мелкодисперсных частиц нитридов [1].

Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре быстрорежущей стали типа Р18 в закаленном состоянии и состоит из мартенсита (25...30 %), карбонитридов (до 10 %) и остаточного аустенита (60...65 %). Получение такой структуры наплавленного металла обеспечивается плазменной наплавкой с низкотемпературным подогревом. Сохранению в наплавленном металле большого количества остаточного аустенита способствует кратковременная выдержка в процессе наплавки при температуре вблизи температуры начала мартенситного превращения $M_н$, что связано с эффектом стабилизации переохлажденного аустенита.

В быстрорежущих сталях возможно образование карбидов типа M_6C, $M_{23}C_6$, M_2C, MC, а в сталях с азотом также нитридов и карбонитридов [4]. Рентгеноструктурный анализ показал, что основной составляющей анодного осадка является фаза, изоморфная карбиду M_6C. В анодном осадке присутствуют также в малом количестве $M_{23}C_6$ и следы M_2C. Содержание $M_{23}C_6$ в наплавленных термически необработанных сталях несколько больше, чем в закаленных.

Съемку со шлифов проводили на установке ДРОН-2,0. Использовали λ—FeK_α-излучение. Образцы перед съемкой шлифовали и подвергали полированию в электролите, содержащем 1000 мл ледяной уксусной кислоты и 50 мл хлорной кислоты (плотность 1,6 г/мл), при плотности тока 0,4...0,8 А/см^2 и напряжении 40...60 В. Продолжительность электролиза 25...30 с. Параметры кристаллических решеток рассчитывали по положению пиков (110) для мартенсита, (111) для аустенита, (511) для карбонитрида $M_6(CN)$. Количество структурных составляющих определяли по интенсивности аналитических пиков.

Пониженную твердость наплавленной стали Р18 после наплавки можно объяснить системой легирования. Более высокое по сравнению с коваными сталями содержание углерода, а также хрома, наличие азота, пониженное содержание ванадия увеличивают количество остаточного аустенита в закаленной наплавленной стали.

Твердость наплавленных сталей Р18, не подвергавшихся термической обработке, на 6...8 HRC меньше, а содержание остаточного аустенита примерно на 20 % больше, чем у термически обработанных. По-видимому, замедленное охлаждение наплавленного металла в интервале температур мартенситного превращения приводит к стабилизации аустенита.

Косвенно о распределении основных легирующих элементов между (α + γ)-твердым раствором и карбонитридной фазой можно судить по изменению параметра решетки карбонитрида $M_6(CN)$. Параметр решетки карбонитрида в сталях, не подвергавшихся термической обработке, меньше чем в закаленных, что свидетельствует о большом содержании вольфрама (молибдена) в карбонитриде закаленных сталей.

Из результатов физико-химического анализа видно, что карбонитридная фаза закаленных сталей содержит большее количество вольфрама (молибдена), чем сталей, не прошедших термическую обработку. Соответственно, содержание хрома и железа в карбонитридной фазе этих сталей после закалки незначительно уменьшилось.

Различие содержания элементов в карбонитридной фазе термически не обработанных сталей, подвергнутых наплавке, можно объяснить тем, что при наплавке быстрорежущих сталей происходит насыщение карбонитрида $M_6(CN)$ вольфрамом (молибденом). Это снижает растворимость карбонитрида при после-

дующем нагреве под закалку, что увеличивает количество вольфрама (молибдена) в карбонитридной фазе закаленных сталей.

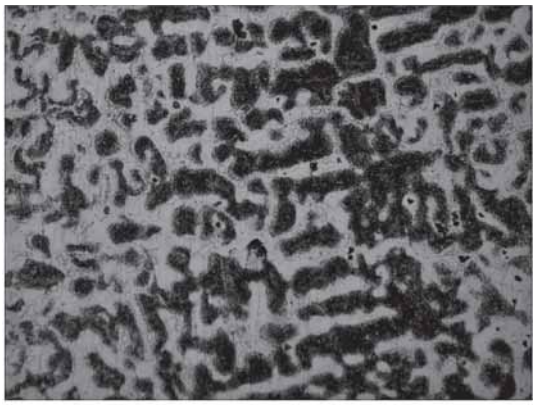
Повышенное содержание хрома и железа в этой фазе термически не обработанных сталей определяется также бóльшим количеством карбида (карбонитрида) $M_{23}C_6$. Можно предположить, что при наплавке в результате термоциклического воздействия дуги происходит выделение небольшого количества $M_{23}C_6$.

Наличие более легированного вольфрамом (молибденом) твердого раствора у наплавленных сталей можно объяснить также тем, что при наплавке присадочный металл в дуге нагревается до температур, значительно превышающих температуры закалки быстрорежущих сталей.

Следовательно, при указанных выше скоростях охлаждения твердый раствор наплавленных сталей получается более легированным вольфрамом (молибденом), чем термически обработанных. В этом случае теплостойкость и вторичная твердость наплавленных быстрорежущих сталей должны превышать теплостойкость и вторичную твердость термически обработанного металла.

Наплавленные быстрорежущие стали типа Р18, не подвергавшиеся термической обработке, содержат повышенное количество остаточного аустенита, имеют более легированный ($\alpha + \gamma$)-твердый раствор и пониженную твердость по сравнению с наплавленными, термически обработанными сталями. Повышенное количество остаточного аустенита и более высокую легированность твердого раствора наплавленных сталей можно объяснить ускоренным охлаждением металла с температур, превышающих оптимальные температуры закалки быстрорежущих сталей, и замедленным охлаждением в интервале мартенситного превращения. Твердость после высокотемпературного отпуска наплавленных быстрорежущих сталей равна или незначительно выше твердости закаленных и термически обработанных сталей [5].

Типичная структура наплавленного металла после многослойной плазменной наплавки показана на рис. 3, *а*, а после наплавки и высокотемпературного четырехкратного отпуска



а)

б)

Рис. 3. Типичная структура наплавленного металла в состоянии после многослойной плазменной наплавки (*а*) и после наплавки и высокотемпературного отпуска (*б*):
а — × 200; *б* — ×1000

при 580 °С — на рис. 3, *б* (микроскоп — OLYPUS GX-51, раствор для травления — HNO_3, 3%-ный спиртовой раствор).

Исследования микротвердости наплавленного металла показали, что наплавленный металл в состоянии после наплавки находится в состоянии, близком к закаленному с высокой твердостью. Многослойную плазменную наплавку осуществляли по винтовой линии с перекрытием валиков, поэтому металл подвергался сложному термическому воздействию. Такой способ наплавки приводит к значительной неравномерности твердости и микротвердости (рис. 4, *а*).

Для повышения износостойкости эту неравномерность твердости и микротвердости необходимо устранить, для этого применяли высокотемпературный отпуск. На рис. 4, *б* приведено распределение микротвердости по глубине слоев (состояние — наплавка + высоко-

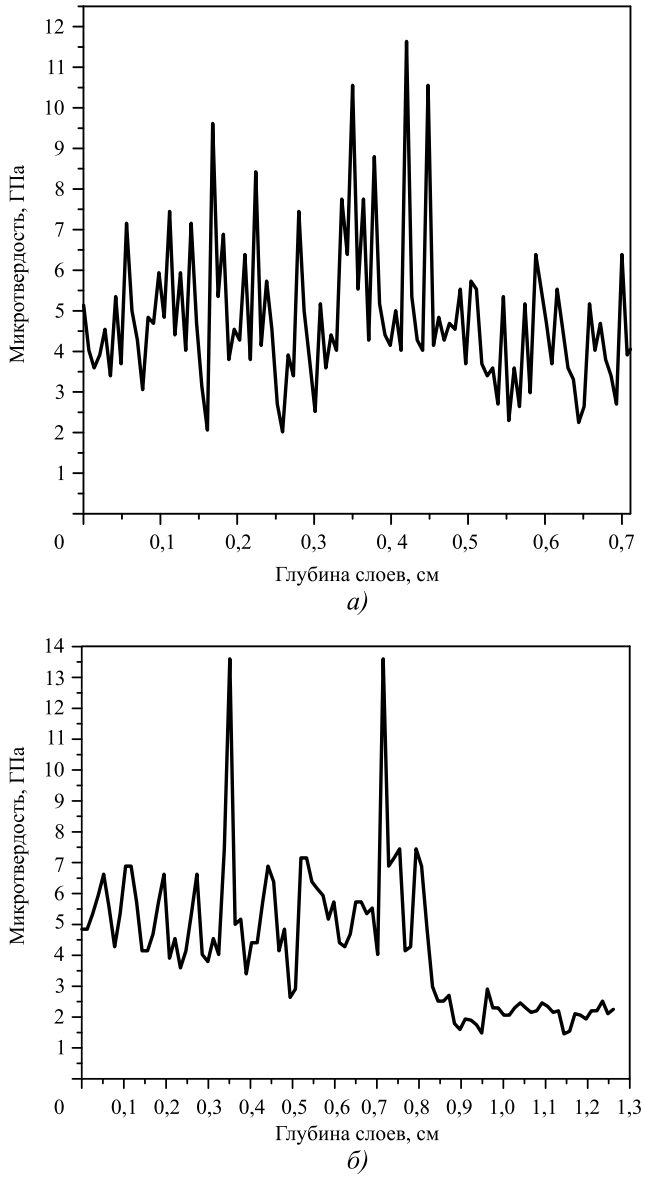


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине слоев: *а* — наплавка, толщина наплавки 5 мм; *б* — наплавка + высокотемпературный отпуск, толщина наплавки 10 мм

температурный отпуск), толщина наплавки 10 мм. Высокотемпературный отпуск приводит к повышению микротвердости, выравниванию микротвердости, также уменьшился разброс значений микротвердости. Исследования отдельных зон наплавленного металла подтверждают это заключение.

Заключение. Термический цикл наплавки с низкотемпературным подогревом позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений и обеспечивает высокую твердость наплавленного металла при относительно несложной технологии наплавки.

Термическую обработку наплавленных деталей можно ограничить отпуском на вторичную твердость без предварительного отжига и закалки. Высокотемпературный отпуск приводит к повышению микротвердости, выравниванию ее значений и уменьшению разброса значений микротвердости, что способствует повышению износостойкости наплавленного металла. Это существенно упрощает технологический процесс и дает экономию при изготовлении биметаллического инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Малушин Н.Н., Валуев Д.В.** Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями. Томск: Изд-во Томского политехнического ун-та, 2013. 358 с.

2. **Малушин Н.Н., Вострецова Т.Г.** Регулируемый термический цикл для плазменной наплавки прокатных валков теплостойкими сталями // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 13. С. 14—17.

3. **Малушин Н.Н., Осетковский В.Л., Осетковский И.В.** Наплавка с низкотемпературным подогревом теплостойкими сталями деталей металлургического оборудования // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 10. С. 6—10.

4. **Герасимова Л.П.** Контроль качества сварных и паяных соединений: справочное изд. М.: Интермет Инжиниринг, 2007. 376 с.

5. **Федоров Н.С., Зубков Н.С., Крепышева Л.Б.** Влияние термической обработки на твердость и фазовый состав наплавленных быстрорежущих сталей // Известия вузов. Черная металлургия. 1983. № 8. С. 59—63.

Николай Николаевич Малушин, канд. техн. наук,
nmalushin@mail.ru;
Андрей Петрович Ковалев;
Василий Леонидович Осетковский;
Елена Леонидовна Никоненко, канд. техн. наук;
Иван Васильевич Осетковский

УДК 621.73

Ю.А. Лавриненко *(ФГУП "НАМИ", г. Москва)*

Разработка технологии изготовления пружины клапана двигателя легкового автомобиля

Приведены результаты разработки и испытания технологии изготовления высоконагруженной пружины клапана автомобильного двигателя ВАЗ-2112 на основе исследований и математической модели процесса упрочнения пружины клапана.

Ключевые слова: пружина клапана; дробеметная обработка; термоосадка; математическая модель упрочнения.

The results of development and testing of manufacturing technology of high-loading valve spring of automobile engine VAZ-2112 provided are presented on basis of studies and mathematical model of hardening process of valve spring.

Keywords: valve spring; shot-blasting; thermal upsetting; mathematical model of hardening.

К пружинам клапана предъявляют высокие требования неограниченной долговечности и стойкости к релаксации нагрузки при температуре до 130 °С.

Пружина клапана должна выдерживать весь срок службы автомобиля, что соответствует 500 млн циклов.

Условные напряжения τ_2, при которых работают пружины клапана, выше чем у пружин класса I (ГОСТ 13764—86). Если не учитывать влияние на рабочие напряжения инерционного зазора δ, то можно записать: $\frac{\tau_3^{клап}}{\tau_3^{I}} = \frac{100}{56} = 1,78,$

т.е. условные напряжения в клапанной пружине при сжатии до соприкосновения витков на 78 % выше. За счет упрочняющих операций истинные напряжения меньше условных, их определение является одной из важных задач данного исследования.

Всего в мире в год выпускается около 700 млн пружин клапана для двигателей внутреннего сгорания. Из них, например, фирма "Шердель" (Германия) изготовляет 65 млн пружин для части европейских автозаводов. В АО "Белебеевский завод" "Автонормаль" выпускают пружины семи наименований: две пружины для КамАЗа и пять пружин для ВАЗа.

Пружины клапана дизеля КамАЗа (наружная и внутренняя) спроектированы со сравнительно малыми напряжениями, незначительно превышающими напряжения у пружин класса I, поэтому их подвергают только одной упрочняющей операции — дробеметному наклепу. Эти пружины не вызывают технологических проблем (не разрушаются в двигателе), если качество исходной проволоки соответствует техническим условиям.

Пружины двигателей ВАЗ-2101 и ВАЗ-2108 спроектированы на пределе технологических возможностей для экономии монтажного пространства, габаритных размеров и массы двигателя. Малейшие нарушения режимов упрочняющей обработки или неудовлетворительное качество металла сразу же сказываются на их эксплуатационных свойствах. Пружины разрушаются на испытательных стендах или в двигателе. В связи с этим пружины клапана проходят до 15 технологических операций, из них три операции — упрочняющие: термоосадка, дробеметный наклеп и холодная осадка.

Наиболее проблемной оказалась пружина нового двигателя "еврокласса" ВАЗ-2112.

Требования абсолютной надежности этих пружин обусловлены тем, что в двигателе ВАЗ-2112 четырехклапанные цилиндры и на каждом клапане установлено по одной пружине. Разрушение пружины ведет к выходу из строя всего двигателя с поломкой других деталей.

Типовая технология изготовления пружины клапана ВАЗ-2101 состоит из следующих операций [1]:

1. Входной контроль проволоки 70ХГФА-Ш, (3,6 ± 0,05) мм, ТУ 14-4-1380—86, изготовитель АО "Белорецкий металлургический комбинат". Импортный аналог — проволока Oteva 60, изготовитель — фирма Garphyttan (Швеция), VDSiCrV по EN 10270-2.
2. Контроль на дефектоскопе фирмы Dr. Foerster (Германия).
3. Навивка на автомате FS-5.
4. Отпуск в конвейерной печи при температуре (410 ± 10) °С в течение 30 мин.
5. Шлифовка торцев на автомате FSA-6 или двухкратная шлифовка на станках СА-2М.
6. Предварительная дробеметная обработка.
7. Термоосадка при температуре (380 ± 10) °С на полуавтоматах фирмы Fiat (Италия) с конвейерной печью толкающего типа.
8. Дробеметная обработка на установке Pangborn (Италия). Время обработки 16 мин, прогиб контрольной пластинки 0,3...0,4 мм.
9. Отпуск при температуре 120 °С в течение 30 мин.
10. Трехкратная осадка до соприкосновения витков и сортировка по нагрузке на автоматах AE-3000 фирмы Reiherter (Германия).
11. Шлифовка фасок $0{,}4^{+0{,}5}\times 45°$.
12. Фосфатирование.
13. Окончательный контроль. Испытание на крип. Испытания на циклическую прочность на вибростенде резонансного типа фирмы Reicherter (Германия).

Сложность технологического процесса изготовления клапанных пружин заключается в том, что в процессе упрочняющих операций изменяются их геометрия и силовая характеристика. При сортировке по нагрузке много пружин отбраковывают. При отпуске после навивки диаметр уменьшается на 0,4 мм у пружины ВАЗ-2101, длина увеличивается на 0,7 мм, причем рассеивание длины (высоты) пружины составляет до 30 % от среднего значения ее изменения. После термоосадки длина уменьшается на 8,4 мм. Дробеметная обработка, проведенная после термоосадки, приводит к значительному увеличению длины пружины. Последующий отпуск также увеличивает длину и ее рассеивание. После трехкратной осадки снова уменьшается высота, но происходит значительное ее рассеивание.

Недостатками типовой технологии являются высокие трудоемкость и энергоемкость производства, низкое качество пружин по геометрическим размерам, снижению нагрузки "крипу" и сопротивлению усталости, значительная доля технологических отходов. Типовая технология не позволяет изготовить пружину клапана ВАЗ-2112 с обеспечением продолжительности испытаний на усталость $6\cdot 10^6$ циклов.

Для оценки технологических параметров, условных напряжений, коэффициентов асимметрии цикла и других факторов, влияющих на динамическую прочность и устойчивость к релаксации нагрузок, использовали исходные и расчетные параметры пружины ВАЗ-2112 и изготовляемой по типовой технологии пружины ВАЗ-2101 (табл. 1).

Чертеж пружины ВАЗ-2112 приведен на рис. 1.

Напряжения при нагрузках P_1, P_2 и P_3 определяли по формулам:

$$\tau_i = k\frac{8P_iD_0}{\pi d^3};\ k = \frac{4C-1}{4C-4} + \frac{0{,}615}{C};\ C = \frac{D_0}{d}.$$

С увеличением напряжений τ_1 повышается коэффициент асимметрии цикла r и появляется возможность увеличить напряжения τ_2. На рис. 2 сплошной линией показан уровень τ_1 и τ_2, обеспечивающий число циклов до разрушения $N_ц \geqslant 25\cdot 10^6$. График построен по испытаниям пружин, подвергнутых традиционной технологии упрочнения и на коротком участке τ_1 = 100...300 МПа.

Режимы эксплуатационных нагружений пружин ВАЗ-2101 и ВАЗ-2112 смещены вправо и оценить коэффициент запаса по уровню циклических напряжений трудно. Но учитывая то, что максимальный уровень напряжений τ_2 ограничен, можно ориентировочно аппроксимировать линию предельно допустимых напряжений вправо штриховой кривой линией, а влево — штриховой прямой линией. Тогда можно предварительно рассчитать коэффициент запаса по уровню циклических напряжений:

для ВАЗ-2101

$$n_\tau = \frac{\tau_N}{\tau_2} = \frac{1140}{846} = 1{,}347\ (34{,}7\ \%);$$

1. Исходные и расчетные параметры пружин клапана двигателя ВАЗ

Параметр	Обозначение	Единица	Двигатель ВАЗ	
			2101	2112
Диаметр проволоки	d	мм	3,6	
Материал	—	—	70ХГФА-Ш	
Внутренний диаметр	$D_{вн}$	мм	25,5	18,6
Средний диаметр	D_0		29,1	22,2
Наружный диаметр	D		32,7	25,8
Число рабочих витков	n	—	4,0	3,885
Полное число витков	n_1	—	6,0	5,885
Индекс пружины	C	—	8,08	6,166
Коэффициент концентрации напряжений на внутреннем волокне	k	—	1,18	1,3
Теоретическая длина при соприкосновении витков	H'_3	мм	19,8	19,4
Шаг витков	t		11,27	8,45
Межвитковый зазор	$t—d$		7,67	4,87
Рабочий ход	h		9,7	8
Напряжения	τ_1	МПа (кгс/мм^2)	534 (54,5)	367 (37,5)
	τ_2		846 (86,4)	829 (84,7)
	τ_3		980 (100)	1090 (111)
Коэффициент асимметрии цикла	$r = \tau_1/\tau_2$	—	0,635	0,46
Параметр устойчивости	$H_0/D \leqslant 2,6$	—	1,53	1,48
Коэффициент запаса по уровню циклических напряжений	n_τ	%	34,7	28,4
Жесткость пружины	Z	Н/мм	17,73	39,5
Допуск на нагрузку P_1	$\pm\Delta P_1$	Н	±15	±9,8
Деформация при выборе допуска на нагрузку P_1	ΔH_1	мм	1,7	0,5
Снижение нагрузки (крип)	—	%	⩽7,5	
Циклическая долговечность	—	Циклы	$\geqslant 6\cdot 10^6$ (частота циклов не менее 25 с$^{-1}$)	
			От l_0 = 50 мм до l_2 = 24 мм	От l_0 − 1 до l_2

для ВАЗ-2112

$$n_\tau = \frac{\tau_N}{\tau_2} = \frac{1065}{829} = 1,284\ (28,4\ \%).$$

Для оценки предела выносливости при асимметричном цикле применяют диаграмму предельных напряжений в координатах τ_{max} и τ_{min} по оси ординат и среднее напряжение цикла $\boldsymbol{\tau}_m = (\tau_{max} + \tau_{min})/2$ по оси абсцисс (рис. 3).

В рассматриваемом случае данных для построения диаграммы мало. Имеем часть участка верхней предельной кривой *AB*, а также точку пересечения нижней предельной кривой *CB* с осью абсцисс, т.е. τ_m. Для т. *B*, характеризующей напряжение статического разрушения, отметим следующее. Для неупрочненной пружины можно условно считать $\tau_в = 1/\sqrt{3}\sigma_в = 1/\sqrt{3}\cdot 1720 = 993$ МПа. Для

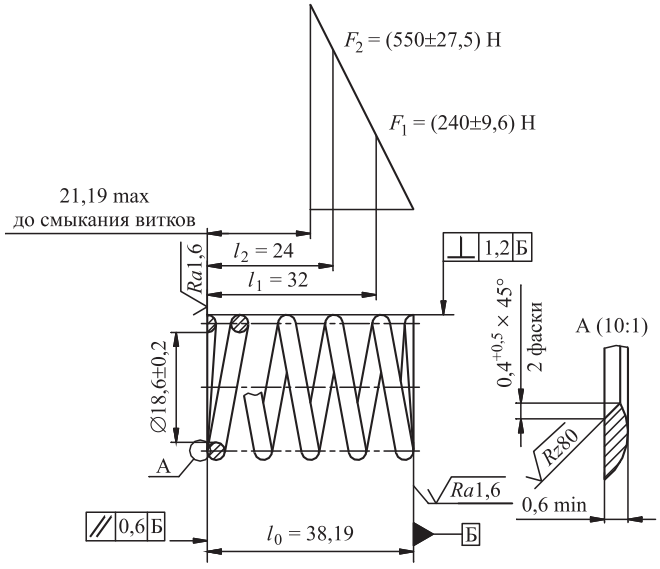


Рис. 1. Пружина клапана ВАЗ-2112

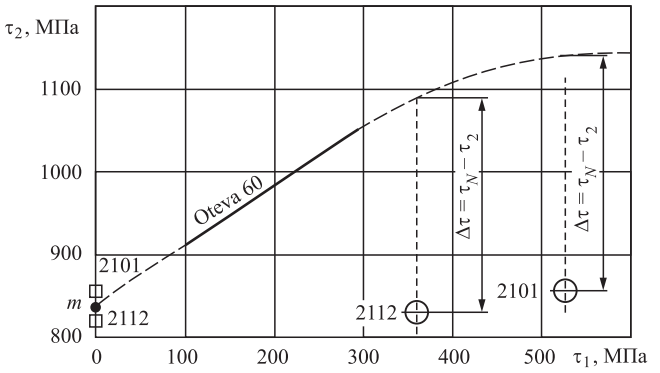


Рис. 2. Диаграмма усталостных свойств

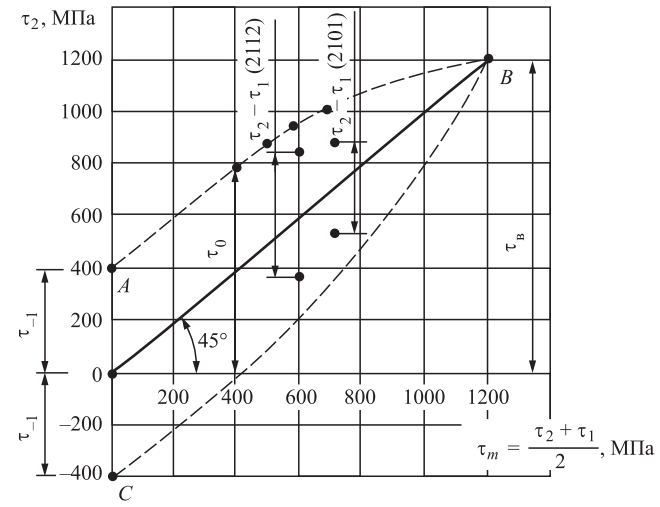


Рис. 3. Приближенная диаграмма предельных напряжений для несимметричного случая (диаграмма Смита)

упрочненной пружины напряжения статического разрушения значительно выше и, как будет показано далее, приближаются к $\tau_в \approx$ $\approx$ 200 МПа. Предел выносливости при симметричном нагружении, т.е. при одинаковом растяжении и сжатии пружины от т. *C* до т. *A* приближенно равен $\tau_{-1} = \tau_0/2$, т.е. $\tau_1 = 830/2 =$ $= 415$ МПа.

Таким образом, построена приближенная диаграмма Смита, где линии *AB* и *CB* — предельные напряжения и значения средних напряжений цикла, область между этими линиями охватывает те сочетания переменных напряжений, которые не вызывают разрушения. Линия *OB*, т.е. прямая, проходящая через начало координат под углом 45°, является геометрическим местом точек, характеризующих среднее напряжение цикла τ_m.

Следует учесть, что при перестроении верхнего участка диаграммы $(\tau_2 - \tau_1)$ в τ_2 $(\tau_1) - \tau_m$, по оси абсцисс координаты напряжений изменены, так как $\boldsymbol{\tau}_m = (\tau_2 + \tau_1)/2$. Если на диаграмме отложить режимы нагружения пружин ВАЗ-2101 и ВАЗ-2112 в эксплуатации, то получим, что коэффициент запаса по уровню циклических напряжений у пружины ВАЗ-2112 меньше, чем у пружины ВАЗ-2101.

Сравнивая параметры серийной пружины ВАЗ-2101 и новой пружины ВАЗ-2112, можно сделать следующие выводы:

1. Параметры формообразования пружины находятся в пределах технических возможностей оборудования, за исключением обеспечения допуска на нагрузку P_1. В процессе навивки, шлифовки, отпуска, термоосадки и дробеметного наклепа пружина изменяет свою длину с рассеиванием, превышающим допуск на нагрузку P_1. Деформация ΔH_1 при выборе допуска на нагрузку P_1 составляет 0,75 мм для пружины ВАЗ-2112. Для сравнения у пружины ВАЗ-2101 $\Delta H_1 = 1{,}7$ мм.

2. Уровень максимальных условных касательных напряжений τ_2 примерно одинаков, но коэффициент асимметрии цикла у пружины ВАЗ-2112 значительно меньше, и коэффициент запаса по уровню циклических напряжений меньше.

3. Межвитковый зазор у пружины ВАЗ-2112 в свободном состоянии в 1,57 раза меньше, чем у пружины ВАЗ-2101. Это может отрицательно сказаться на качестве наклепа внутренних

волокон витков, т.е. отрицательно повлиять на циклическую долговечность.

4. Индекс пружины ВАЗ-2112 меньше, чем у ВАЗ-2101, поэтому коэффициент концентрации напряжений на внутреннем волокне выше. Для обычных, неупрочненных пружин это принципиально важно. Но в процессе упрочнения пластической осадкой напряжения по сечению перераспределяются и концентрация их на внутреннем волокне значительно уменьшается. Теоретический инерционный зазор у новой пружины больше, чем у серийной. Это должно положительно повлиять на стабильность получаемых параметров упрочнения термоосадкой и, как следствие, на увеличение циклической долговечности.

Технологические расчеты включают в себя определение размеров пружин перед осадкой, расчет деформации при термоосадке, остаточной деформации, получаемой в результате пластической осадки, дробеметной обработки, определение поля остаточных касательных напряжений.

При термоосадке пружина сжимается до соприкосновения витков. В расчетах принята осадка $\lambda = 26$ мм.

Связь между осадкой λ и относительным углом закручивания θ установлена выражением $\lambda = 2\pi R^2 n\theta$, а деформацию сдвига при известном θ вычисляют по формуле $\gamma = R\dfrac{\theta}{R + \rho\cos\alpha}\rho$,

где R — радиус витка пружины; ρ, α — полярные координаты расчетной точки [2]. Касательные напряжения τ определяют при нагружении по заданной диаграмме сдвига $\tau = F(\gamma)$ для $T = 400$ °С и при разгрузке для $T = 20$ °С.

Крутящий момент при термоосадке: $T = \int\limits_S \tau\rho dS = GR\theta W^*$, где G — модуль сдвига; W^* — геометрическая характеристика сечения. Считая разгрузку упругой, найдем размах напряжений при снятии нагрузки: $\tau = \dfrac{T\rho}{(R + \rho\cos\alpha)W^*}$. Остаточные напряжения после термоосадки определили суммированием напряжений при нагружении и разгрузке. Результаты расчета сведены в табл. 2.

Из расчета видно, что максимальные остаточные напряжения возникают в точке на поверхности пружины на внутреннем радиусе.

Расчет параметров осадки пружины ВАЗ-2112 проведен также с уменьшением предела прочности материала. Термоосадка для опытной партии пружин $\Delta l = 4{,}8$ мм. Для сравнения, осадка, определенная по методике [2], равна 4,1 мм, т.е. несовпадение составляет 14,6 %.

2. Результаты расчета

λ, мм	$\lambda_{ост}$, мм	$\tau_{ост}^{max}$, МПа
26	4,1	358

Обозначения: λ — осадка в момент соприкосновения витков при термоосадке; $\lambda_{ост}$ — уменьшение высоты пружины после термоосадки; $\tau_{ост}^{max}$ — максимальное отрицательное остаточное напряжение.

Расчет кинетики деформирования при дробеметной обработке ведут последовательными шагами, учитывая изменение напряженно-деформированного состояния в предыдущем расчете.

В качестве исходных данных для расчета используют поле остаточных деформаций сдвига и поле остаточных пластических деформаций, полученных при расчете процесса термоосадки. Также, используют поле внедренной пластической деформации от дробемета на образцесвидетеле, т.е. тонкой контрольной пластины, которую помещают в дробеметную камеру вместе с партией пружин.

Для определения пластической деформации по толщине наклепанного слоя составили матричную модель. Процедура решения реализована в пакете Mathcad 7.0, ОС Windows. Результат расчета пластической деформации в контрольной пластине приведен на рис. 4. Распределение пластических деформаций от дробеметного наклепа по глубине пластинки (сечению витка пружины) приведено в работе [2].

Поле нормальных напряжений после дробеметной обработки, рассчитанное с примене-

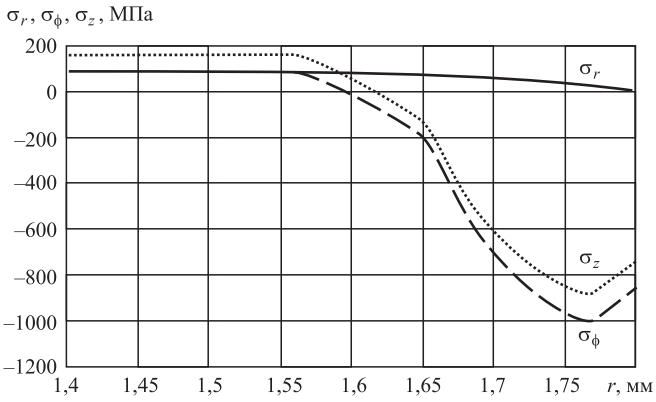


Рис. 4. Нормальные напряжения после дробеметной обработки

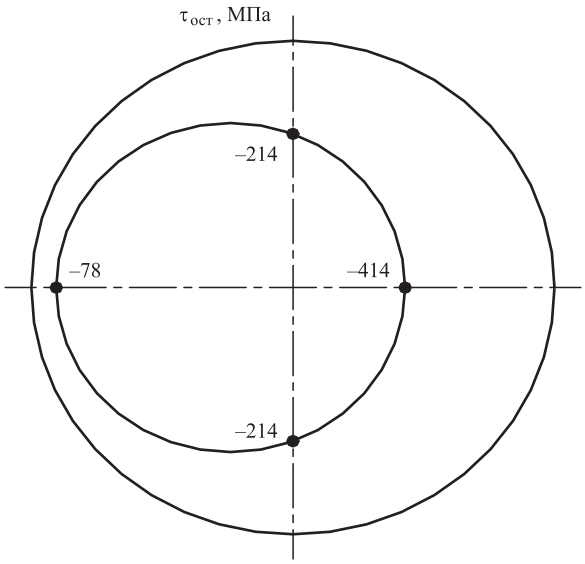


Рис. 5. Остаточные касательные напряжения на поверхности пружины

нием построенной матричной модели, показано на рис. 5

Результаты расчета распределения остаточных касательных напряжений после обработки дробью и остаточной осадки, реализованные в пакете Mathcad 7.0, ОС Windows, представлены в [2]. Остаточная осадка после дробеметной обработки составила по расчету $\lambda_{ост} = 3{,}44$ мм. Так как после термоосадки остаточная деформация равна 4,1 мм, то в результате дробеметной обработки длина пружины увеличивается на $\Delta\lambda$ (4,1 − 3,44) = 0,66 мм.

Осадка при повторном заневоливании (трехкратная холодная осадка):

$$\lambda_{нов} = \lambda - \lambda_{ост} + \lambda_{ост.\ дроб},$$

где $\lambda_{ост.\ дроб}$ — остаточная осадка после дробеметной обработки.

В результате расчета получены распределение остаточных касательных напряжений после повторного заневоливания и остаточная осадка $\lambda_{ост} = 4{,}17$ мм.

Так как после дробеметной обработки $\lambda_{ост} = 3{,}44$ мм, то в результате повторного заневоливания длина пружины уменьшается на $\Delta\lambda = (4{,}17 - 3{,}44) = 0{,}73$ мм.

Таким образом, рассчитав напряженно-деформированное состояние, возникающее в пружине при упрочняющих операциях, установлено, что дробеметная обработка частично снимает остаточные касательные напряжения на поверхности пружины. Однако повторное заневоливание их снова восстанавливает. Напряжения в опасной точке (на внутреннем горизонтальном радиусе) $\tau_{max} = -378{,}4$ МПа, что выше, чем при термоосадке ($\tau_{max} = -304{,}8$ МПа).

На основании исследований и предварительных расчетов были изготовлены опытно-промышленные партии пружин из проволоки марок 70ХГФА-Ш и Oteva 60 по трем вариантам технологии.

Результаты расчета остаточных напряжений в сечении витка для опытно-промышленных партий пружин представлены в табл. 3. При снижении температуры при осадке нужно уменьшать исходную высоту пружины, так как ее остаточная деформация снижается и при холодной осадке составляет 1,5 мм. Эти исходные данные получены в ходе экспериментов.

По данным С.Д. Пономарева (Упруго-пластические расчеты в связи с холодной навивкой

3. Результаты расчета остаточных напряжений в сечении витка

Параметр	Вариант технологии		
	1	2	3
Вводимые параметры			
Температура при осадке, °С	380	240	20
Условный предел текучести τ_s, МПа	790	890	890
Модуль сдвига G, МПа	$7{,}34 \cdot 10^4$	$8{,}07 \cdot 10^4$	$8{,}07 \cdot 10^4$
Деформация до соприкосновения витка λ_3, мм	26	23,5	21
Остаточная деформация ΔH, мм	6	3,5	1,5
Высота пружины, мм:			
до осадки	45,5	43	41
после осадки	39,5	39,5	39,5
Расчетные параметры			
Параметр пластической области, реализованный при термоосадке A	0,114	0,129	0,145
Полуось эллипса a, мм	1,29	1,457	1,64
Нагрузка, соответствующая максимальному сжатию витков пружины P_3, Н	789	861	813
Остаточные напряжения, МПа:			
на внутреннем волокне $\tau_{ост}^{max}$	−403	−398	−341
на внешнем волокне $\tau_{ост}^{min}$	−3	+23,1	+71,4
Примерная глубина пластической зоны со стороны внутреннего волокна, мм	0,51	0,34	0,16

цилидрических пружин // Труды МАИ. 1952. Вып. 17. С. 10—25), при температуре 240 °С модуль упругости и предел текучести еще не изменяются, а при температуре 380...400 °С эти изменения становятся значительными.

Несмотря на уменьшение глубины пластической зоны в сечении витка вариант № 2 новой технологии создает остаточные касательные напряжения почти такие же, как и более энергозатратный вариант № 1. При этом уровень циклической долговечности и релаксационные свойства, как показали эксперименты, удовлетворяют требованиям чертежа. Это свидетельствует о том, что при температуре 240 °С (по сравнению с 380 °С) еще происходит низкотемпературное термомеханическое упрочнение. Уровень остаточных напряжений на внутреннем волокне настолько высокий, что в этой опасной точке реализуется более благоприятный симметричный цикл нагружения.

Вариант технологии № 3 (при холодной осадке) не обеспечивает достаточной циклической долговечности и релаксационной стойкости по двум причинам: более низкий уровень остаточных напряжений при малой глубине пластической зоны, а также отсутствие термомеханического упрочнения.

Предложена новая технология изготовления пружины клапана двигателя ВАЗ-2112 [3]:

1. Входной контроль проволоки 70ХГФА-Ш, (3,6 ± 0,05) мм, ТУ 14-4-1380—86, изготовитель — АО "Белорецкий металлургический комбинат". Импортный аналог — проволока Oteva 60, изготовитель — фирма Garphyttan (Швеция). Измерение диаметра проволоки, эллипсности сечения, предела прочности на разрыв. Испытания на кручение и навивку.

2. Навивка на автомате FS-5 с высотой 47,8 мм. Во время навивки пружины, содержащие намагниченные дефектные участки проволоки, автоматически отбраковываются.

3. Отпуск в конвейерной печи при температуре (410 ± 10) °С в течение 40 мин. Выдержка не менее 30 мин. Цель отпуска — частично снять остаточные напряжения изгиба и ускорить старение материала. У пружин увеличивается нагрузка, соответствующая началу появления остаточных деформаций.

4. Шлифовка торцов на автомате FSA-6 или двухкратная шлифовка на станках СА-2М. H_0 = 43,0 мм.

5. Люминесцентный контроль 100 % пружин.

6. Промывка.

7. Дробеметная обработка на установке Pangborn (Италия). Дробь ДСЛ 0,5, прогиб контрольной пластинки $x \geqslant (0{,}35 \pm 0{,}05)$ мм. В наружных волокнах витка создаются двусторонние напряжения сжатия, препятствующие раскрытию усталостных трещин.

8. Термоосадка при температуре (240 ± 10) °С на полуавтоматах фирмы Fiat (Италия) с конвейерной печью толкающего типа. Время нагрева 8 мин. Термоосадка пружины, выдержка 3...4 с, подача эмульсии. Цель термоосадки — создать в наружных волокнах витка отрицательные касательные напряжения, что увеличит нагрузочную способность, релаксационную стойкость и циклическую долговечность пружин.

9. Трехкратная осадка до соприкосновения витков и сортировка по нагрузке на автомате AE-3.1000 фирмы Reiherter (Германия). Сортировка по P_1, P_2, H_3 с определением количества заниженных и завышенных пружин в процентах по нагрузке P_1, P_2.

10. Шлифовка фасок $0{,}4^{+0{,}5} \times 45°$.

11. Контроль внешнего вида и размеров.

12. Консервация. Пропитка пружины смазкой "Росойл-500" ТУ 10.001-06377289—95.

13. Испытание на крип. Испытания на циклическую долговечность.

Математическая модель [2] упрочнения позволила рассчитать остаточные напряжения от термоосадки, так как учитывает влияние предыдущей технологической операции нового технологического процесса — дробеметной обработки. Расчетное значение остаточной деформации при этом составило $\lambda_{ост}$ = 2,90 мм.

По данным анализа результатов расчета и их сравнения с расчетом по методике С.Д. Пономарева сделаны следующие выводы:

1. Различие в результатах расчетов остаточных касательных напряжений незначительны и составляют 414 − 398 = 16 МПа, или 3,8 %.

2. Несовпадение расчетного и экспериментального значений пластической осадки равно 3,5 − 2,9 = 0,51 мм, или 14,5 %, что допустимо для инженерных расчетов, учитывая гипотезы, допущения и сложность расчетов, а также рассеивание экспериментальных данных от партии к партии.

3. При усовершенствованной технологии, несмотря на меньшие пластические деформации при изготовлении пружины, значе-

ния остаточных касательных напряжений на внутреннем волокне сечения витка не менее значений, полученных при традиционной технологии. Это связано с тем, что пластические сдвиговые деформации наружных наклепанных слоев больше, чем ненаклепанных, так как пластическое состояние возникает при меньших сдвиговых деформациях из-за наличия напряжений сжатия от дробеметной обработки, т.е. в соответствии с условием пластичности.

Особенности новой технологии и ее преимущества:

- изменяется последовательность упрочняющих операций, т.е. сначала осуществляется дробеметная обработка, а далее — термоосадка;
- уменьшается температура при термоосадке с 380 до 240 °С главным образом вследствие того, что при более высоких температурах происходит релаксация напряжений двухстороннего сжатия на поверхности пружины, т.е. снимаются напряжения от дробеметного наклепа; при температуре более 250 °С начинается интервал температур цветов побежалости, т.е. зона сравнительно хрупкого состояния металла;
- аннулируются две технологические операции: предварительная дробеметная обработка и отпуск после дробеметной обработки;
- возможность переноса сортировочной головки с автоматов типа АЕ-3.1000 на револьверный диск печи для термоосадки, т.е. можно исключить технологическую операцию "сортировка" с ручной загрузкой;
- сокращаются число и длина транспортных перемещений, появляется возможность сгруппировать в поточную линию оборудование для пружины ВАЗ-2112 с разрывом этой линии на дробеметной обработке. Необходим накопитель деталей разовой загрузки 45 кг;
- возможность изменения режимов наклепа в связи с тем, что дробеметная обработка происходит до термоосадки и не снимает эффект от последней, т.е. можно использовать более крупную дробь, но уменьшить скорость. Если применить рубленную дробь, то должен уменьшиться износ лопаток дробеметного барабана;
- повышается точность пружин по нагрузке. Особенно это важно для пружины ВАЗ-2112, так как допуск на нагрузку для нее выбирают при деформации $\Delta H_1 = 0{,}75$ мм, а колебания высоты при традиционной обработке значительно выше;
- разработанная технология позволяет обеспечить выполнение требований чертежа по релаксационной стойкости и сопротивлению усталости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лавриненко Ю.А., Белков Е.Г., Фадеев В.В.** Упрочнение пружин. Уфа: Издательский дом "Бизнес-Партнер", 2002. 124 с.

2. **Лавриненко Ю.А.** Математическая модель процесса упрочнения пружин клапана двигателей автомобилей // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. Т. 15. № 7. С. 302—310.

3. **Пат. 2208056, C2 7 C21D9/02.** Способ изготовления высоконагруженных пружин сжатия / Ю.А. Лавриненко и др. Опубл. 10.07.2003, Бюл. № 19.

Юрий Андреевич Лавриненко, канд. техн. наук,
lavrinenko52@mail.ru

УДК 621.774.37

А.Л. Воронцов, С.М. Карпов, А.П. Захарченко, Е.А. Франк
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Методика определения силовых параметров при различных способах волочения труб

Исследованы процессы волочения стальных труб и определена удельная сила волочения на основе соотношений наиболее общей на современном уровне теории пластического течения. Выведены формулы для расчета удельной силы при безоправочном, короткооправочном и длиннооправочном волочении. Характерная особенность исследований заключается в большом количестве сравнений с экспериментальными данными, показавших высокую сходимость результатов.

Ключевые слова: волочение; удельная сила волочения; безоправочное, короткооправочное, длиннооправочное волочение.

The drawing proceses of steel pipes are studied and the specific drawing force is determined on the basis of the relationships of the most general theory of plastic flow at the present level. Formulas for calculating of specific force for sink plug and mandrel drawing are derived. Characteristic feature of these studies is the large number of comparisons with experimental data, which showed high convergence of the results.

Keywords: drawing; specific drawing force; sink, plug, mandrel drawing.

Определение удельной силы волочения необходимо для правильного выбора оборудования и величин обжатия, поэтому является одним из наиболее важных вопросов теории и практики волочения. В связи с этим для вычисления удельной силы волочения было предложено много теоретических формул, анализ которых показал, что его уточненное определение по-прежнему актуально.

Проведен анализ на основе соотношений наиболее общей на современном уровне теории пластического течения. Использованы следующие допущения: 1) материал жесткопластический, упрочнение учтено средним по очагу пластической деформации напряжением текучести σ_s; 2) силы контактного трения определены по закону Зибеля как $\tau_к = \mu\beta\sigma_s$, где μ — фактор трения; β — коэффициент Лоде [1] (обычно используемый для анализа волочения закон трения Амонтона—Кулона $\tau_к = f\sigma_n$, где f — коэффициент трения, учтен в конце решения). Других допущений по ходу решения не принято.

Использованная расчетная схема волочения на закрепленной короткой оправке приведена на рис. 1. В общем случае очаг пластической деформации представлен в виде двух зон: *1* — зона обжатия со свободной внутренней поверхностью трубы; *2* — зона с обжатием внутренней поверхности трубы на оправке.

Учтены также сдвиговые касательные напряжения на границах между зоной *1* и недеформированной (исходной) частью трубы с одной стороны и между зоной *2* и частью трубы в калибрующей зоне с другой стороны.

Решение проведено путем задания в виде функций общего вида кинематических возможных полей скоростей пластического течения в каждой из зон (это гарантировало получение верхней оценки). В результате решения были определены кинематическое состояние в очаге пластической деформации и все компоненты тензора напряжений. Выполнен соответствующий анализ для безоправочного

волочения и волочения на подвижной длинной оправке.

В результате была получена приведенная ниже методика расчета удельной силы волочения, в которой для упрощения принято, что трение на волоке и оправке одинаково (при необходимости можно учесть и возможную разницу на основе приведенных выше общих выражений).

Исходными данными для расчета являются (см. рис. 1): исходные наружный диаметр трубы D и толщина s_0; конечные диаметр d и толщина s; длина калибрующей зоны l; угол конусности волоки α; коэффициент трения f и кривая упрочнения (или ее аппроксимация) материала трубы при заданной температуре, необходимая для определения начального напряжения текучести (предела текучести) σ_{s0} и конечного напряжения текучести $\sigma_{sк}$.

Расчет проводили в следующей последовательности:

1. Вычисляем внутренние диаметры трубы до и после волочения:

$$D_1 = D - 2s_0;\ d_1 = d - 2s.$$

2. Определяем начальную и конечную площади поперечного сечения трубы:

$$F_0 = \frac{\pi}{4}\left(D^2 - D_1^2\right);\ \ F = \frac{\pi}{4}\left(d^2 - d_1^2\right).$$

3. Находим степень деформации: $e_i = \ln(F_0/F)$.

4. Определяем для данной степени деформации по кривой упрочнения конечное напряжение текучести $\sigma_{sк}$ и далее — среднее напряжение текучести:

$$\sigma_s = \frac{\sigma_{s0} + \sigma_{sк}}{2}.$$

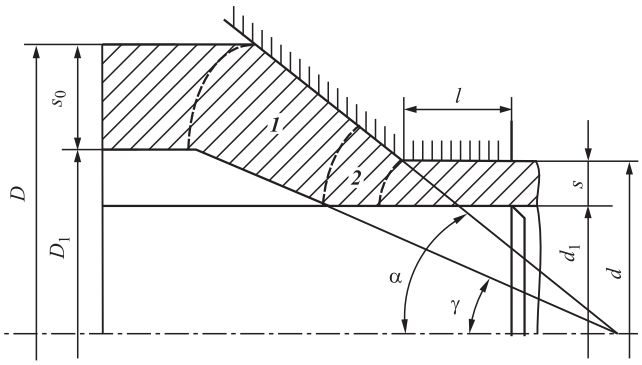


Рис. 1. Расчетная схема волочения на короткой оправке

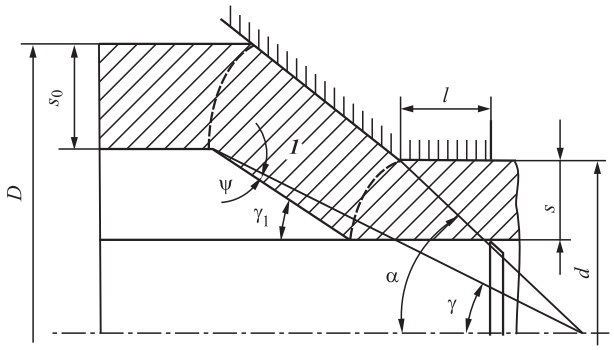


Рис. 2. Расчетная схема волочения на короткой оправке при увеличенной конечной толщине трубы

5. Вычисляем

$$\sin\gamma = \frac{D_1}{D}\sin\alpha;\ \ \cos\gamma = \sqrt{1 - \sin^2\gamma};$$
$$x = \cos\gamma - \cos\alpha.$$

6. Находим вспомогательные величины: $k = D_1/d_1$ (для безоправочного волочения не вычисляют) и $k_1 = D/d$. Если $k \geqslant k_1$, то очаг пластической деформации имеет вид, показанный на рис. 2, с учетом этого расчет следует продолжать с п. 7* (для безоправочного волочения следует переходить к п. 7*, не проверяя неравенства).

7. Определяем фактор трения:

$$\mu = \frac{1 - 2\ln k - 0{,}5\,\mathrm{tg}\,\alpha}{\dfrac{1}{f} + \dfrac{\sin\alpha}{x}\ln k}.$$

8. Вычисляем удельную силу волочения:

короткооправочное волочение

$$q = \sigma_s\left[1{,}155\left(1 + \frac{2\mu}{\sin\alpha}\right)\ln\left(\frac{s_0}{ks}\right) + \left(2 + \frac{\mu\sin\alpha}{x}\right)\ln k + 0{,}5\sin\alpha\left(\frac{1}{\cos\alpha} + \frac{1}{1+\cos\alpha}\right) + \frac{\pi\mu l(0{,}5d + d_1)}{F}\right]; \quad (1)$$

длинноправочное волочение

$$q = \sigma_s\left[1{,}155\ln\left(\frac{s_0}{ks}\right) + \left(2 + \frac{\mu\sin\alpha}{x}\right)\ln k + 0{,}5\sin\alpha\left(\frac{1}{\cos\alpha} + \frac{1}{1+\cos\alpha}\right) + \frac{\pi\mu l d}{2F}\right].$$

7*. Находим вспомогательные величины (см. рис. 2)

$$\mathrm{tg}\gamma_1 = \frac{(D_1 - d_1)\sin\alpha}{D\cos\gamma - \sqrt{d^2 - (d_1\sin\alpha)^2}};$$

$$\psi = \mathrm{arctg}\gamma_1 - \arcsin\gamma;\ T = 0{,}5\sin\gamma\,\mathrm{tg}2\psi$$

и фактор трения

$$\mu = \frac{1 - (2 - T/x)\ln k_1 - 0{,}5\mathrm{tg}\alpha}{\dfrac{1}{f} + \dfrac{\sin\alpha}{x}\ln k_1},$$

а далее — вспомогательную величину $m = \mu\sin\alpha - T$; если $m < 0{,}0001$, то принимаем $m = 0{,}0001$.

8*. Определяем удельную силу волочения:

безоправочное волочение

$$q = \sigma_s\left[\left(2 + \frac{m}{x}\right)\ln k_1 + 0{,}5\sin\alpha\left(\frac{1}{\cos\alpha} + \frac{1}{1+\cos\alpha}\right)\right];$$

короткооправочное волочение

$$q = \sigma_s\left[\left(2 + \frac{m}{x}\right)\ln k_1 + 0{,}5\sin\alpha\left(\frac{1}{\cos\alpha} + \frac{1}{1+\cos\alpha}\right) + \frac{\pi\mu l(0{,}5d + d_1)}{F}\right]; \quad (2)$$

длиннооправочное волочение

$$q = \sigma_s\left[\left(2 + \frac{m}{x}\right)\ln k_1 + 0{,}5\sin\alpha\left(\frac{1}{\cos\alpha} + \frac{1}{1+\cos\alpha}\right) + \frac{\pi\mu l d}{2F}\right].$$

9. При необходимости расчета силы волочения используем формулу $P = qF$.

Осуществлена детальная проверка приведенных выше расчетных формул сопоставлением получаемых по ним результатов с опытными данными других исследователей. Во всех расчетах принято, что $\alpha = 12°$. Коэффициенты трения и длины калибрующих зон выбирали в соответствии с указаниями, приведенными в источниках информации, откуда брали экспериментальные данные.

Например, для экспериментов, проводившихся на Московском трубном заводе, ввиду использования высококачественных смазок использовали коэффициент $f = 0{,}08$, определенный работниками завода. Если такие данные отсутствовали, то принимали, что $f = 0{,}1$, а $l = (2...2{,}5)s_0$ в соответствии с рекомендациями Л.Е. Альшевского из работы [2].

Расхождение вычисляли по формуле $\delta = \dfrac{q_т - q_э}{q_т}100\ \%$, где $q_т$ — теоретическое расчетное значение удельной силы, полученное по выведенным зависимостям; $q_э$ — экспериментальное значение удельной силы из различных источников.

Значения напряжений текучести брали из использованных работ, если такие данные отсутствовали, то их брали из справочников. В тех случаях, когда выполняли расчеты нескольких маршрутов труб из одного материала, для автоматизации расчетов на ЭВМ использовали приводимые ниже показательные аппроксимации, практически точно совпадающие с реальными кривыми упрочнения.

В случае единичных расчетов (для отожженной стали 10 $\sigma_{s0} = 150$ МПа, для меди $\sigma_{s0} = 100$ МПа, для латуни Л63 $\sigma_{s0} = 150$ МПа) величину $\sigma_{sк}$ определяли по кривой упрочнения. Результаты расчетов приведены в табл. 1 и 2.

Напряжения текучести отожженных материалов:

сталь 20

$$\sigma_{s0} = 160\ \text{МПа},$$

$$\sigma_s = 2090 - 2050e^{-e_i} + 120e^{-10e_i}\ \text{МПа};$$

сталь 0Х18Н10Т

$$\sigma_{s0} = 200\ \text{МПа},$$

$$\sigma_s = 1590 - 1120e^{-e_i} - 270e^{-10e_i}\ \text{МПа};$$

сплав Д16

$$\sigma_{s0} = 50\ \text{МПа},$$

$$\sigma_s = 400 - 170e^{-e_i} - 180e^{-10e_i}\ \text{МПа};$$

сталь 20 (при 200 °С)

$$\sigma_{s0} = 140\ \text{МПа},$$

$$\sigma_s = 1160 - 930e^{-e_i} - 90e^{-10e_i}\ \text{МПа};$$

сталь Х18Н10Т

$$\sigma_{s0} = 274\ \text{МПа},$$

$$\sigma_s = 955 - 331e^{-e_i} - 350e^{-16e_i}\ \text{МПа}.$$

Из табл. 1 и 2 видна хорошая сходимость расчетных значений с экспериментальными.

1. Результаты расчета удельной силы волочения на короткой оправке и их сравнение с экспериментальными данными

№ п/п	Материал	Формула	$D\times s_0$	$d\times s$	l	f	$\sigma_{sк}$	σ_s	$q_т$	$q_э$	δ, %
			мм				МПа				
1	Сталь 20	(2)	83×3,1	71×3,0	5	0,08	419	289	215,4	199,8	7,3
2		(1)	83×3,1	71×2,5			676	418	373,3	390,5	−4,6
3		(2)	83×2,2	71×2,1			437	298	245,5	220,1	10,3
4		(1)	83×2,2	71×1,8			657	408	381,2	375,8	1,4
5		(2)	83×2,5	71×2,4			429	295	233,7	241,8	−3,5
6				71×2,3			491	326	264,6	276,1	−4,4
7				71×2,2			555	358	297,4	321,9	−8,2
8		(1)		71×2,1			621	390	339,8	361,0	−6,3
9		(2)	57×2,0	47×1,7			658	409	361,9	397,0	−9,7
10		(1)	57×3,35	50×2,5	7	0,1	737	449	487,4	531,0	−8,9
11			35×1,5	33,5×1,25	3		459	309	275,6	257,0	6,8
12	Сталь 10	(2)	46×4,5	38×3,9	10		620	385	317,0	344,8	−8,8
13	Медь	(1)	30×2	25,2×1,6	5		430	265	252,6	249,6	1,2
14	Латунь Л63						600	375	357,4	388,0	−8,6
15	Сталь 0Х18Н10Т	(2)	25×1	21,3×0,91	2,5		704	452	389,8	370,0	5,1
16		(1)		21,3×0,75			868	534	588,5	610,0	−3,7
17				21,3×0,68			934	567	722,1	755,0	−4,6
18	Алюминиевый сплав Д16		49,3×1,70	48,1×1,58	5	0,05	177	113	60,0	59,3	1,2
19			49,4×1,80				215	133	81,6	76,2	6,6
20			49,7×1,90				241	145	102,2	93,5	8,5
21			49,8×1,97				252	151	114,7	106,0	7,6
22			52,4×1,76	48,1×1,56			238	144	98,3	97,5	0,8
23		(2)	55,2×1,69				243	147	105,8	107,5	−1,6
24			58,2×1,60	48,1×1,58			240	145	111,2	111,5	−0,3

2. Результаты расчета удельной силы безоправочного волочения и их сравнение с экспериментальными данными

№ п/п	Материал	$D\times s_0$	$d\times s$	f	$\sigma_{sк}$	σ_s	$q_т$	$q_э$	δ, %
		мм			МПа				
1	Сталь 20 (при 200 °С)	38×1,95	22×2,2	0,08	583	361	457,3	430,8	5,8
2		42×1,93	25×2,2		556	348	420,9	392,5	6,8
3		48×2,85	32×3,0		529	335	327,5	341,2	–4,2
4		51×2,70	38×3,0		401	270	204,0	181,2	11,2
5	Сталь Х18Н10Т	25×1,0	18×1,09	0,1	696	485	405,4	390,0	3,8
6			15,5×1,04		747	511	576,8	580,0	−0,6
7			12×1,01		802	538	887,0	800,0	9,8
8		47×6,0	42×6,0		621	447	194,8	215,3	–10,5
9		42×2,6	34×2,6		682	478	331,2	288,7	12,8
10		40×1,9	35×1,9		631	452	275,1	253,2	7,9
11		38×1,7	30×1,7		690	482	372,3	350,8	5,8
12		34×2,7	27×2,7		692	483	330,3	330,1	0,1
13		32×3,9	26×3,9		687	481	289,5	325,2	–12,3

Для более детальной проверки было проведено также выборочное определение оптимальных углов $\alpha_{опт}$ методом последовательных приближений (можно также задать несколько значений α, например, α = 11; 12; 13; 14 и 15°, находя угол, при котором значение q будет минимальным).

В результате для волочения на короткой оправке (см. табл. 1) было получено: для № 12, 20 — $\alpha_{опт}$ = 11°; для № 9, 13, 14, 21, 22 — $\alpha_{опт}$ = 12°; для № 15, 23 — $\alpha_{опт}$ = 13°; для № 2, 4, 7, 8 — $\alpha_{опт}$ = 14°; для № 1, 3, 5, 6, 11, 16, 24 — $\alpha_{опт}$ = 15°, что полностью совпадает с известным диапазоном 10...15° оптимальных углов для волочения на короткой оправке, приведенным в работах [1, 2, 4].

Для безоправочного волочения (см. табл. 2) было определено: для № 3 — $\alpha_{опт}$ = 6°; для № 1, 2, 6 — $\alpha_{опт}$ = 7°; для № 7 — $\alpha_{опт}$ = 8°; для № 4 — $\alpha_{опт}$ = 10°, что также совпадает с экспериментальными данными 5...9° из работы [2].

Также проведено выборочное сравнение удельной силы волочения на короткой и длинной оправках. Установлено (см. табл. 1), что при длинооправочном волочении удельная сила составляет: для № 6 — 392,2 МПа (19,5 %); для № 17 — 722,1 МПа (15,9 %); для № 22 — 84,1 МПа (14,4 %). Установленное снижение практически полностью совпадает с приведенным в работе [4] диапазоном снижения 15...20 %.

Таким образом, проверка полученных формул подтвердила их достоверность и хорошую сходимость с известными экспериментальными данными, что позволяет рекомендовать использование этих формул в практических расчетах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технология** обработки давлением цветных металлов и сплавов / А.В. Зиновьев, А.И. Колпашников, П.И. Полухин и др. М.: Металлургия, 1992. 512 с.

2. **Потапов И.Н., Коликов А.П., Друян В.М.** Теория трубного производства. М.: Металлургия, 1991. 424 с.

3. **Осадчий В.Я., Воронцов А.Л.** Напряженное состояние при совместном прессовании разнородных материалов // Производство проката. 2000. № 10. С. 6—8.

4. **Савин Г.А.** Волочение труб. М.: Металлургия, 1993. 335 с.

Андрей Львович Воронцов, д-р техн. наук;
Сергей Михайлович Карпов, канд. техн. наук,
karpov07@inbox.ru;
Алексей Петрович Захарченко;
Екатерина Артуровна Франк

УДК 669.245.018

И.И. Хрящев, Н.А. Зайцев, А.А. Шатульский, А.В. Логунов
(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

Разработка и оптимизация экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава

Разработан перспективный жаропрочный экономнолегированный никелевый сплав для изготовления отливок монокристаллических лопаток турбин. Выполнена оптимизация химического состава, направленная на устранение образования нежелательных фаз, с использованием математической модели, описывающей процессы диффузии в дендритной ячейке при высокотемпературной термической обработке. Разработан оптимальный режим термической обработки нового сплава, позволяющий максимально устранить явление дендритной ликвации.

Ключевые слова: никелевые жаропрочные сплавы; длительная прочность; дендритная ликвация; термическая обработка.

Perspective high-temperature economical doped Ni-based alloy is developed for manufacturing of castings of single crystal turbine blades. The optimization of chemical composition for elimination of undesirable phases formation is performed by using mathematical model describing diffusion processes in dendritic cell during high-temperature heat treatment. Optimal mode for heat treatment of new alloy for maximal elimination of dendritic segregation effect is developed.

Keywords: Ni-based high-temperature alloys; long-term strength; dendritic segregation; heat treatment.

Ведущим направлением, обеспечивающим значительное повышение эксплуатационных параметров и надежности современных *газотурбинных двигателей* (ГТД), является создание и развитие жаропрочных никелевых сплавов для монокристаллического литья, используемых при изготовлении особо ответственных деталей газовых турбин.

Применение жаропрочных никелевых сплавов существенно повысило эффективность двигателей, поэтому за сравнительно короткое время были разработаны пять поколений сплавов, повышение жаропрочности которых достигнуто введением в химический состав тугоплавких элементов (W, Ta, Mo), а в последние годы Re и Ru, что сильно повлияло на себестоимость деталей. Легирующие элементы, используемые в разных поколениях сплавов, представлены в табл. 1.

Наглядно совершенствование сплавов и повышение их работоспособности показаны на рис. 1 (см. обложку). Анализ представленной зависимости показал, что совершенствование системы легирования монокристаллических никелевых сплавов от I до V поколений постепенно обеспечивало повышение их работоспособности и, соответственно, эффективности ГТД. Так, если предел длительной прочности монокристаллического сплава I поколения ЖС30 составляет ≈196 МПа, то этот же показатель для монокристаллического сплава III поколения CMSX-10 равен ≈275 МПа. Увеличение предела длительной прочности почти в 1,5 раза достигается благодаря введению в составы сплавов таких дорогостоящих тугоплавких элементов, как Ta и Re.

1. Классификация жаропрочных никелевых сплавов

Поколение сплавов	Легирующие элементы (ЛЭ)
I	Al, Ti, Cr, Mo, W, Ta, Nb
II	ЛЭ I поколения + 2...4 % Re
III	ЛЭ I поколения + 5...6 % Re
IV	ЛЭ III поколения + 2...4 % Ru
V	ЛЭ III поколения + 5...6 % Ru

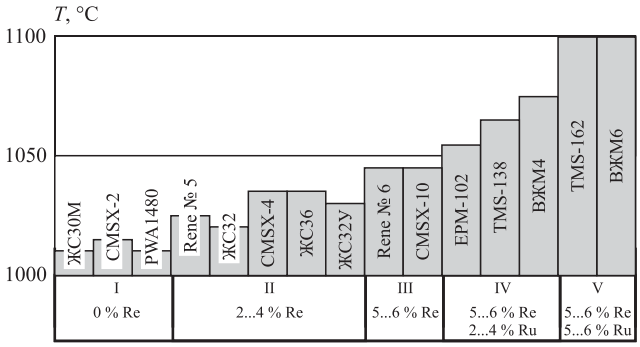


Рис. 2. Температурная работоспособность монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов I—V поколений

Один из первых отечественных рений-содержащих сплавов II поколения — сплав ЖС32 с 4 % Re и пределом длительной прочности $\sigma_{100}^{1000} \approx 245$ МПа.

Установлено, что чем выше степень легирования сплава Re и Ru, тем выше температурная работоспособность, однако это повышение сопровождается существенным ростом плотности. Каждое поколение жаропрочных никелевых сплавов позволяло увеличить рабочую температуру материала турбинной лопатки примерно на 25 °С (рис. 2), при этом плотность возрастает примерно на 0,2 г/см^3.

Однако стоимость рения, годовая добыча которого 30...35 т/год, в разы увеличивает себестоимость сплава. В конце 2014 г. стоимость рения составляла 4500 $/кг, что превосходит стоимость тантала в 4 раза, а вольфрама — в 130 раз. Таким образом, сплав, имеющий в свое время максимальную жаропрочность, оказался дорогим, стоимость шихты составляет 17,8 млн руб./т, в то время как для сплава I поколения, не содержащего Re, стоимость шихты в 8 раз меньше — 2,2 млн руб./т.

В настоящее время стоимость Re и Ru составляет более 60 % от общей стоимости шихтовых материалов (рис. 3, см. обложку) для современных никелевых монокристаллических сплавов.

В России одним из наиболее востребованных сплавов для изготовления рабочих лопаток турбины является сплав ЖС32, которому присущ отмеченный выше недостаток. Поэтому важной научной и практической задачей является создание сплава с эквивалентным уровнем жаропрочности, не содержащего или содержащего в минимальной концентрации дорогостоящего элемента — рения.

Исследования в этом направлении проводили и раньше, так предел длительной прочности сплава ЖС40 [1], не содержащего Re, меньше ($\sigma_{100}^{1000} \approx 240$ МПа), чем для сплава ЖС32, что и не позволило осуществить его замену. Сплав СЛЖС1 [2, 3] на момент создания обладал максимальной жаропрочностью среди безрениевых сплавов — $\sigma_{100}^{1000} \approx 255$ МПа, однако высокая плотность 9,03 г/см^3 не позволила использовать его на практике.

Подобные задачи решаются и за рубежом. На 12-м международном симпозиуме "Superalloys 2012" фирма Cannon-Muskegon (США) представила новый сплав для монокристаллического литья CMSX-7, предел длительной прочности которого составляет $\sigma_{100}^{1000} \approx 227$ МПа и плотность 8,8 г/см^3 [4].

Учитывая высокую экономическую значимость решения и актуальность поставленной задачи, были проведены исследования, направленные на создание перспективного сплава СЛЖС32 для изготовления монокристаллических лопаток турбин.

Метод компьютерного моделирования и разработки литейных жаропрочных никелевых жаропрочных сплавов, разработанный в ОАО "НПО "Сатурн" [3, 5—8], позволяет получить оптимальный химический состав сплава при следующих заданных характеристиках:

1) прочностные параметры;
2) термодинамические параметры;
3) структурные факторы;
4) концентрационные параметры.

В результате оптимизации был рассчитан химический состав опытного сплава, имеющего предел длительной прочности при 1000 °С на уровне ренийсодержащего промышленного сплава ЖС32.

Химический состав и расчетные характеристики опытного сплава СЛЖС32 и сплава ЖС32 приведены в табл. 2 и 3.

Для подтверждения адекватности выполненного расчета была выплавлена партия (10 кг) сплава, отлиты монокристаллические заготовки образцов с кристаллографическим направлением [001] с отклонением не более 10° на установке ВИП НК мощностью 450 кВт. Определен режим термической обработки с использованием теоретических зависимостей "состав — температуры фазовых превращений". Проведена термическая обработка в вакуумной печи TAV 60/60/90 и изготовлены образцы для испытаний на механические свойства при комнатной температуре в соответствии с АМТУ 293-62 и на длительную прочность при 1000 °С по ГОСТ 9651—84. Для металлографических исследований использован РЭМ FEI Inspect S50 с рентгенофлюоресцентным спектроанализатором EDAX.

2. Химический состав, % мас., сплавов СЛЖС32 [9] и ЖС32 [10]

Сплав	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ta	Re	Hf	Ni
СЛЖС32	<0,1	4...9	9...14	7...10	1...5	4...6	6...10	—	0,1...1	Остальное
ЖС32	0,15	4,9	9,0	8,5	1	5,9	4	4	—	

3. Расчетные структурно-физические свойства сплавов СЛЖС32 и ЖС32

Сплав	$V\gamma'$, %	σ_{100}^{1000}, МПа	$M(\bar{d})$	$M(\bar{d})_{крит}$	d, г/см^3	Мисфит
СЛЖС32	69	230	0,888	0,924	8,85	0,245
ЖС32	61	245	0,893	0,894	8,81	0,483

Обозначения: $V\gamma'$ — объемная доля упрочняющей γ′-фазы в сплаве; $M(\bar{d})$ — показатель стабильности структуры; $M(\bar{d})_{крит}$ — критическое значение показателя стабильности структуры; d — плотность; мисфит — показатель размерного несоответствия кристаллических решеток γ- и γ′-фаз.

4. Термодинамические свойства сплавов СЛЖС32 и ЖС32

Сплав	$T_{н.р}$, °C	$T_{п.р}$, °C	T_s, °C
СЛЖС32 (расчет)	869	1284	1316
ЖС32 (расчет)	841	1279	1310
ЖС32 (паспорт)	850	1276	1310

Установлено, что значения термодинамических параметров (температура начала растворения γ′-фазы $T_{н.р}$, температура полного растворения γ′-фазы $T_{п.р}$, температура солидус T_s) нового сплава близки к значениям параметров сплава ЖС32 (табл. 4).

Анализ характеристик, полученных при кратковременных испытаниях (рис. 4), показал, что пределы прочности $\sigma_в$ и текучести $\sigma_{0,2}$ опытного состава ниже, чем у сплава ЖС32, на 11,5 и 5,2 % соответственно. Относительное удлинение δ образца из СЛЖС32 меньше, чем у ЖС32 на 14,3 %, а относительное сужение ψ больше на 43,4 %.

Испытания на длительную прочность проведены при одноосном нагружении при температуре 1000 °C, растягивающая сила ориентирована в направлении <001>. Результаты испытаний (рис. 5) обработаны в параметрических координатах Ларсона—Миллера, что позволяет обоснованно спрогнозировать срок службы материала в зависимости от времени и температуры с помощью корреляционного подхода по формуле

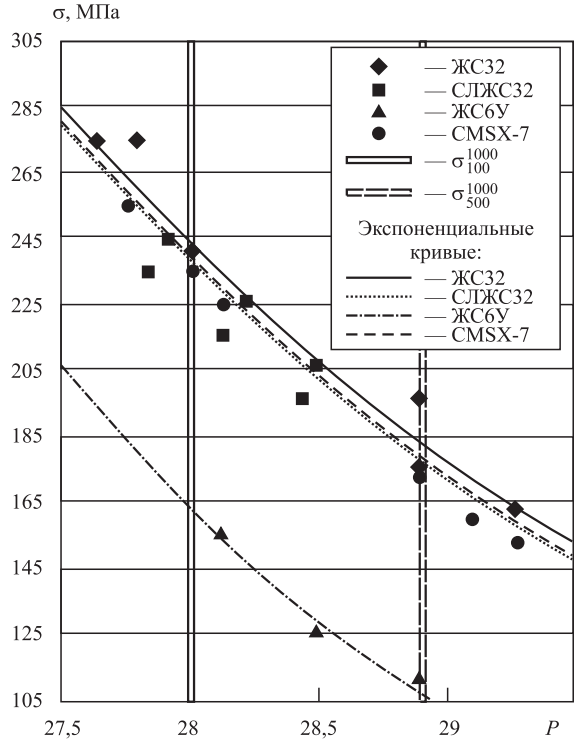


Рис. 5. Анализ результатов испытаний на длительную прочность первой опытной партии сплава СЛЖС32

$$P = T\left[20 + \log(\tau)\right] \cdot 10^{-3}, \qquad (1)$$

где P — параметр Ларсона—Миллера;

T — температура испытания, К;

τ — время до разрушения, ч.

По данным микроструктурных исследований выявлено, что в литом неравновесном состоянии в γ/γ′-матрице содержится незначительное количество (1,1 %) σ-фазы (светлая, выделяется в основном по границам эвтектической γ′-фазы,

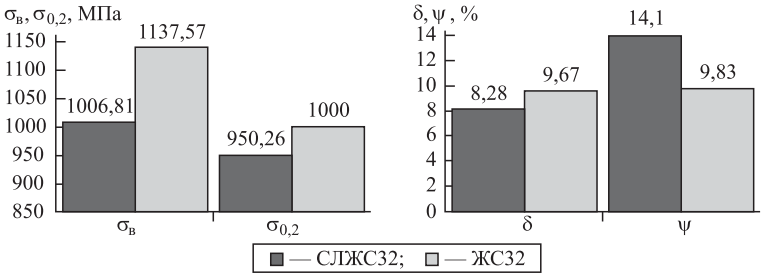
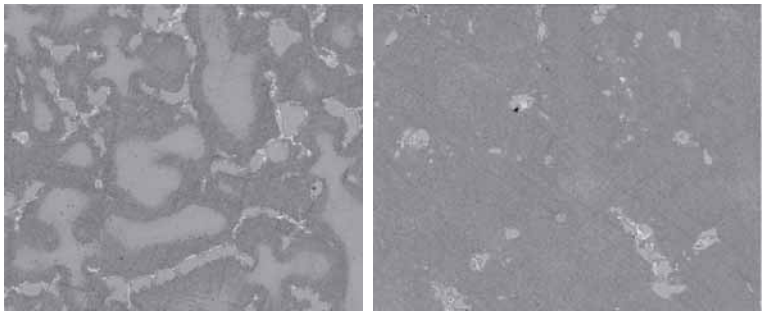


Рис. 4. Механические характеристики сплавов СЛЖС32 и ЖС32 при комнатной температуре



а) *б)*

Рис. 6. Микроструктура сплава СЛЖС32, изготовленного из первой опытной партии (×300):

а — литое состояние; *б* — после термической обработки

Рис. 7. Микроструктура рабочей части образца из первого опытного сплава СЛЖС32 после испытаний на длительную прочность (σ = 200 МПа, τ = 218 ч). ×300

рис. 6, *а*), 5,8 % эвтектической $\gamma'_{эвт}$-фазы на основе Ni_3Al с небольшим содержанием Ni_5Al_3. После термической обработки количество нежелательных σ- и $\gamma'_{эвт}$-фаз снизилось до 0,41 и 1,85 % соответственно (рис. 6, *б*).

На рис. 6 видны "мальтийские кресты" — оси дендритов и избыточные фазы, обрамляющие их. Режим термической обработки, разработанный только на основе дифференциально-термического анализа, не позволил в полной мере устранить дендритную ликвацию и нежелательные фазы. Это означает, что химический состав осей и междендритного пространства в сплаве различный.

Одним из основных условий надежности сплавов для монокристального литья лопаток современных ГТД является их фазовая стабильность. Данные сплавы могут содержать карбиды, *топологически плотноупакованные фазы* (ТПУ) и др. Наличие избыточного количества фаз, имеющих решетку, отличную от ГЦК-решетки, нарушает гармоничность кристаллической структуры монокристалла, что приводит к снижению жаропрочности и усталостных характеристик материала. Образование избыточного количества нежелательных фаз чаще всего связано с нарушением баланса легирования и превышением количества элементов над их предельной растворимостью в γ-твердом растворе и γ′-фазе.

На основе микрорентгеноструктурного анализа избыточных фаз был определен их химический состав — эвтектические фазы 7,8Al—1,3Nb—2Mo—2,1Cr—7,9Co—17,5Ta—4,9W; избыточные фазы, насыщенные тугоплавкими элементами 0,7Al—3,7Nb—23,2Mo—10,1Cr—8,6Co—10,7Ta—25W. На микроструктурах разрушенных в процессе испытаний образцов (рис. 7) отчетливо видно, что разрушение начинается именно с данных фаз. Таким образом, необходимо доработать химический состав сплава и оптимизировать режим термической обработки в целях уменьшения количества данных фаз.

Для снижения количества нежелательных фаз было уменьшено содержание тугоплавких элементов W и Ta, а также повышено содержание кобальта. Чтобы компенсировать снижение свойств, было введено минимальное количество рения — 0,5 %, при этом, несмотря на повышение цены сплава СЛЖС32, она в 3 раза ниже стоимости сплава ЖС32.

При микроструктурном анализе второго опытного состава сплава (рис. 8) выявлено, что в сплаве после кристаллизации присутствуют неравновесные фазы в количестве около 3,5 %, выделившиеся в процессе кристаллизации на основе тантала и молибдена 66Mo—34Ta. Содержание эвтектики при этом минимально (около 0,5 %).

На изготовленных отливках второй опытной партии нового экономнолегированного сплава СЛЖС32 была оценена ликвация легирующих элементов в пределах дендритной ячейки (табл. 5).

5. Коэффициенты ликвации сплава СЛЖС32

Образец	Легирующий элемент						
	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo	Re
Литой	1,88	1,32	1,00	0,39	0,83	2,08	0,95

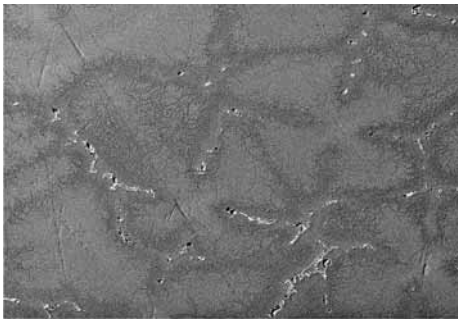


Рис. 8. Микроструктура заготовки из второго опытного сплава СЛЖС32 после кристаллизации. ×300

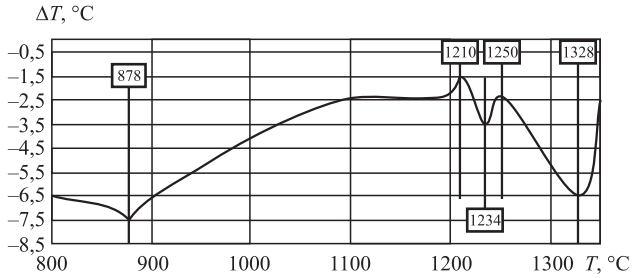


Рис. 9. Кривая ДТА второй опытной партии сплава СЛЖС32

Поскольку после кристаллизации наблюдаются неравновесные фазы и коэффициенты ликвации практически по всем элементам достигают высоких значений, необходимо разработать режим термической обработки, учитывающий данные особенности.

Режим термической обработки состоит из стадий с различными температурно-временными параметрами. Как и в случае традиционного подхода для определения уровня температур стадий низкотемпературной и высокотемпературной гомогенизации использован *дифференциальный термический анализ* (ДТА). Проведен ДТА для второй опытной партии сплава СЛЖС32, результаты которого представлены на рис. 9. Исходя из анализа кривой, температура 1-й стадии гомогенизации установлена на уровне 1200 °С, продолжительность 6 ч, для растворения легкоплавких фаз (пик 1210 °С, см. рис. 9).

Для более полного выравнивания химического состава по сечению сплава температура 2-й стадии гомогенизации выбрана на основе расчета в программном комплексе "КМО ЖС" [3, 5—8] (табл. 6).

По данным табл. 6 диапазон возможных температур гомогенизации составляет 1250...1331 °С (что подтверждено ДТА — $T_{п.р}$ = = 1250 °С, T_s = 1328 °С). С учетом температурных допусков в печи ±15 °С и максимизации данной температуры для ускорения процесса гомогенизации температура 2-й стадии принята равной 1300 °С.

Далее с помощью разработанной модели поведения легирующих элементов была рассчитана длительность второго этапа термической обработки для максимального выравнивания коэффициентов ликвации.

На рис. 10 (см. обложку) приведены значения коэффициентов ликвации легирующих элементов в зависимости от длительности 2-й стадии гомогенизации.

Коэффициенты ликвации после 12 ч гомогенизации изменяются незначительно.

6. Расчетные значения критических параметров структурно-фазовой стабильности сплава СЛЖС32

γ', %	$T_{п.р}$,°С	$T_{н.р}$, °С	T_s, °С	$T_{эвт}$, °С	d, г/см^3
66	1250	874	1331	1288	8,71

Коэффициент ликвации самого слабо диффундирующего элемента за 15 ч гомогенизации уменьшается на 32 %, при увеличении длительности гомогенизации до 20 ч — на 35 %, до 40 ч — на 36 %.

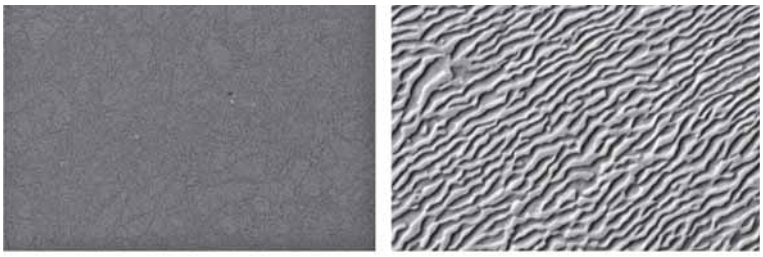
Объединяя изложенное выше, а также учитывая стадии закалки для фиксации структуры сплава при переходе между стадиями, назначен и проведен следующий режим термической обработки сплава СЛЖС32:

1) выдержка 6 ч при температуре 1200 °С;
2) выдержка 15 ч при температуре 1300 °С;
3) закалка со скоростью (100 ± 20) °С/мин;
4) выдержка 2 ч при температуре 1000 °С;
5) закалка со скоростью (100 ± 20) °С/мин;
6) выдержка 16 ч при температуре 900 °С.

Содержание эвтектических фаз и неравновесных выделений в микроструктуре после 2-й стадии гомогенизации (рис. 11, *а*) снижается до 0,02 и 0,03 % соответственно.

На всех образцах после высокотемпературных испытаний наблюдается регулярная "рафт"-структура (рис. 11, *б*), характерная для жаропрочных никелевых сплавов, подвергшихся постоянному напряжению при высоких температурах. Это означает, что структура сплава полностью выработала свой ресурс, пластинчатых ТПУ-фаз в микроструктуре не выявлено, что подтверждает высокую структурно-фазовую стабильность и оптимальный баланс легирования.

Результаты испытаний на длительную прочность образцов из второй опытной партии сплава СЛЖС32 обработаны в параметрических коорди-



а) *б)*

Рис. 11. Микроструктура образца из второй опытной партии сплава СЛЖС32:

а — после 1-й и 2-й стадий гомогенизации, ×300; *б* — после испытаний на длительную прочность (σ = 120 МПа, τ = 180 ч, T = 1050 °С). ×7500

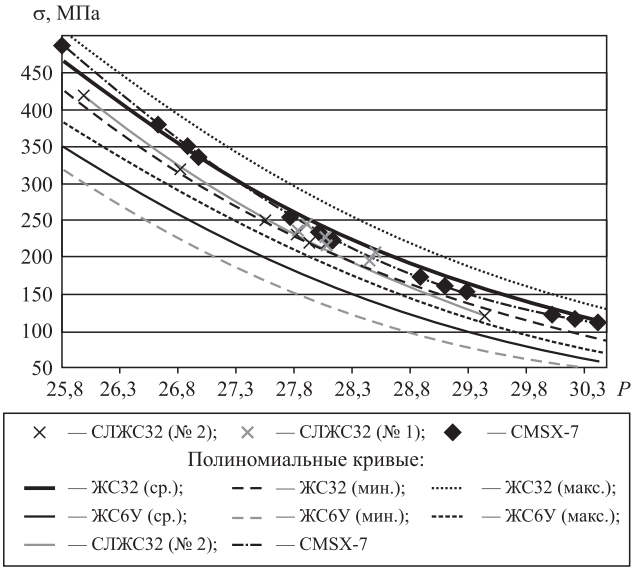


Рис. 12. Анализ результатов испытаний на длительную прочность второй опытной партии сплава СЛЖС32

натах Ларсона—Миллера, как средства прогнозирования срока службы материала в зависимости от времени и температуры с помощью корреляционного подхода, и представлены на рис. 12.

Как видно из рис. 12, второй опытный состав сплава СЛЖС32, как и первый, превосходит сплав ЖС6У во всем температурном диапазоне. Сплав СЛЖС32 находится на уровне минимальных значений жаропрочности ЖС32. Однако на 7...8 % отстает от зарубежного аналога CMSX-7.

Заключение. Проанализированы области применения современных литейных никелевых жаропрочных сплавов и требования, предъявляемые к ним. С использованием программного комплекса "КМО ЖС" разработан и оптимизирован химический состав сплава СЛЖС32. Определены температуры фазовых переходов, на основе данных ликвационной неоднородности легирующих элементов в сплаве разработана технология термической обработки, обеспечивающая устранение ликвационной неоднородности в пределах дендритной ячейки монокристаллической отливки, а также получение заданной микроструктуры и фазового состава.

Сплав СЛЖС32, полученный с использованием разработанных технологий и методик проектирования, показал равномерную упорядоченную структуру кубических частиц γ'-фазы оптимального размера 300...400 нм, которая оказывает максимальное сопротивление ползучести при высоких температурах.

Таким образом, разработанный сплав СЛЖС32, учитывая в 3 раза меньшую стоимость относительно ЖС32, может найти широкое применение при производстве турбинных лопаток для беспилотных летательных аппаратов и малоразмерных ГТД. Использование этого сплава более предпочтительно, особенно при недостаточной жаропрочности сплава ЖС6У и нецелесообразности применения более жаропрочного и дорогого сплава ЖС32.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Литейные** жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-техн. сб. / под ред. Е.Н. Кабанова. М.: Наука, 2006. 272 с.

2. **Логунов А.В., Шмотин Ю.Н.** Тенденции разработки и применения Ni-суперсплавов для лопаток ГТД в современных и перспективных силовых установках авиационного назначения // Технология легких сплавов. 2011. № 4. С. 11—17.

3. **Моделирование** и разработка новых жаропрочных сплавов. Ч. 2 / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, И.А. Лещенко, Р.Ю. Старков // Двигатель. 2013. № 6 (90). С. 5—8.

4. **Wahl J.B., Harris K.** New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 // Superalloys — 2012, TMS. 2012. P. 179—188.

5. **Моделирование** и разработка новых жаропрочных сплавов. Ч. 1 / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, И.А. Лещенко, Р.Ю. Старков // Двигатель. 2013. № 5 (89). С. 24—28.

6. **Логунов А.В., Данилов Д.В., Шмотин Ю.Н.** Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Ч. I // Технология металлов. 2014. № 5. С. 3—9.

7. **Логунов А.В., Данилов Д.В., Шмотин Ю.Н.** Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Ч. II // Технология металлов. 2014. № 6. С. 3—10.

8. **Логунов А.В., Данилов Д.В., Шмотин Ю.Н.** Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Ч. III // Технология металлов. 2014. № 7. С. 3—11.

9. **Пат. 2626118 Российская Федерация, МПК[7] C22C19/05.** Литейный жаропрочный сплав на основе никеля / Ю.Н. Шмотин, А.В. Логунов, И.А. Лещенко, С.А. Заводов, Д.В. Данилов, И.И. Хрящев, А.М. Михайлов, М.А. Михайлов, А.Е. Семин; заявитель и патентообладатель ОАО "НПО "Сатурн". № 2015139651, заявл. 22.03.2017, опубл. 21.07.2017; Бюл. № 18. 8 с.

10. **Кузнецов В.П., Лесникова В.П., Конакова И.П.** Структура и свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ: справочник. Екатеринбург: Академия инженерных наук им. А.М. Прохорова. Региональное Уральское отделение, 2010. 83 с.

11. **Патон Б.Е., Строганов Г.Б., Кишкин С.Т., Логунов А.В. и др.** Жаростойкость литейных никелевых сплавов и защита их от окисления. Киев: Наукова думка, 1987. 258 с.

12. **Петрушин Н.В., Логунов А.В., Горин В.А.** Структурная стабильность никелевых жаропрочных сплавов при высоких температурах // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984. № 5. С. 36—39.

Илья Игоревич Хрящев;
Николай Агафангелович Зайцев, канд. техн. наук;
Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук,
shatulsky@rsatu.ru;
Александр Вячеславович Логунов

УДК 621.74, 621.78

А.А. Жуков, О.В. Немтырев, Л.А. Хасанова
(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

Разработка и исследование высокостойких хромистых сталей для пресс-форм литья под давлением

На основе анализа условий эксплуатации пресс-форм литья под давлением алюминиевых сплавов разработаны принципы эффективного выбора легирующего комплекса сталей для пресс-форм. Выявлены закономерности изменения структуры и свойств под влиянием различных режимов термической обработки. С использованием метода главных компонент определены оптимальные химические составы сталей для пресс-форм и режимы их термической обработки.

Ключевые слова: пресс-форма; хромистая сталь; штамповая сталь; закалка; отпуск; ванадий; азот; алюминий.

Based on the analysis of operating conditions for die casting moulds of aluminum alloys, the principles of effective selection of alloying complex of steels for moulds are developed. The patterns of structure and properties changes under the influence of various heat treatment regimes are revealed. Using the method of main components, the optimal chemical compositions of steels for moulds and the regimes of their heat treatment are determined.

Keywords: mould; chromium steel; die steel; hardening; tempering; vanadium; nitrogen; aluminum.

Процесс *литья под давлением* (ЛПД) является одним из наиболее прогрессивных способов получения отливок, особенно из цветных сплавов на основе алюминия, меди, магния, цинка. Себестоимость отливок, полученных при ЛПД, в значительной степени определяется затратами на изготовление оснастки (пресс-форм), а также ее эксплуатационной стойкостью — числом запрессовок до выхода пресс-форм из строя. При этом ГОСТ 19946 предусматривает, что пресс-форма ЛПД алюминиевых сплавов должна выдержать не менее 25 000 запрессовок.

Важнейшим направлением повышения эксплуатационной стойкости пресс-форм является разработка материалов, обеспечивающих более высокие показатели эксплуатационной стойкости, для наиболее ответственных деталей пресс-форм ЛПД алюминиевых сплавов в сравнении с традиционно используемыми.

В процессе эксплуатации происходят циклическое температурно-силовое и физико-химическое взаимодействия материала формообразующих элементов с жидким расплавом. Внешнее силовое нагружение вызывается давлением струи расплава на стенки пресс-формы. Мгновенная остановка расплава в момент конца заполнения обусловливает гидравлический удар.

Помимо воздействия внешних механических сил на рабочую поверхность пресс-формы значительное воздействие оказывает температура заливаемого металла. Неравномерность заполнения полости формы и гидравлический удар создают нестационарное температурное поле и температурные напряжения в различных зонах пресс-формы. Это приводит к формированию сложнонапряженного состояния в матрицах пресс-формы, в результате которого происходит их коробление, образуются трещины, особенно в местах концентрации напряжений.

Наиболее нагруженный слой — поверхностный рабочий слой матрицы толщиной до 10 мм, который испытывает тепловой удар при запрессовке в пресс-форму жидкого расплава и интенсивное охлаждение при удалении отливки.

Основным фактором, обусловливающим снижение эксплуатационной стойкости пресс-форм, является циклическое тепловое воздействие, вызывающее в поверхностном рабочем

слое матрицы циклические температурные напряжения и деформации противоположных знаков. В результате многократных термоциклических воздействий происходит неравномерная тепловая деформация отдельных слоев формы, что приводит к неоднородному напряженно-деформированному состоянию материала. После определенного числа запрессовок (термоциклов) в наиболее нагруженном поверхностном слое матрицы происходит зарождение и дальнейшее развитие трещин термической усталости.

Не менее важным фактором, определяющим эксплуатационную стойкость и работоспособность пресс-форм, является тепловая деформация (смятие) отдельных формообразующих элементов пресс-форм, что обусловлено недостаточной теплостойкостью. В процессе эксплуатации пресс-форм тепловая деформация смятия от цикла к циклу суммируется, что приводит к образованию зазоров в местах стыков отдельных элементов пресс-формы, формированию облоя на отливках.

Специфика эксплуатации пресс-форм ЛПД (гидродинамическое воздействие расплава) и конструктивные особенности пресс-форм (наличие подвижных сопрягаемых частей) обусловливают интенсивный износ отдельных деталей пресс-форм. Вследствие износа пресс-форм снижается качество поверхности получаемых отливок.

К важным характеристикам предельного износа деталей пресс-форм относятся ширина раскрытия и плотность сетки трещин. Критический размер ширины раскрытия трещин для различных отливок из алюминиевых сплавов от 0,5 до 2 мм. При этом плотность сетки трещин на наиболее пораженных участках составляет 0,2...0,5 трещин на 1 мм. При этих значениях износа матриц пресс-формы снимают с эксплуатации.

Опыт эксплуатации пресс-форм в условиях производства и исследования, проводившиеся на кафедре "Материаловедение, литье, сварка" РГАТУ им. П.А. Соловьева под руководством профессора А.А. Жукова, показали, что пресс-формы ЛПД алюминиевых сплавов, изготовленные из штамповых сталей, выходят из строя уже после 20 000 ... 22 000 прессовок вследствие недопустимого снижения основных эксплуатационных характеристик вследствие образования недопустимой сетки разгара, снижения теплостойкости и интенсивного физико-химического взаимодействия с жидким расплавом.

Применение взамен стали 3Х2В8Ф комплексно-легированных штамповых сталей типа 4Х5МФС, 4Х5В2ФС дает незначительный эффект по повышению разгаростойкости, не устраняя одного из главных недостатков — низкой коррозионной стойкости. Все штамповые стали являются дорогостоящими из-за использования в них в качестве легирующих элементов таких металлов, как вольфрам, никель, молибден и др. Также эти стали не имеют существенных резервов для повышения эксплуатационных характеристик.

До настоящего времени при выборе материала для пресс-форм недостаточно внимания при исследовании общей эксплуатационной стойкости пресс-форм ЛПД уделено их коррозионной стойкости, обеспечивающей высокую стойкость пресс-форм в условиях циклического температурно-силового и физико-химического взаимодействий материала пресс-формы с жидким расплавом.

Коррозионная стойкость штамповых сталей, в том числе 4Х5МФС, недостаточна для условий эксплуатации наиболее ответственных деталей пресс-форм ЛПД алюминиевых сплавов из-за низкого содержания хрома. В результате на рабочих поверхностях наиболее ответственных деталей пресс-форм ЛПД вследствие интенсивного физико-химического взаимодействия с жидким алюминиевым расплавом образуются хрупкие интерметаллиды типа FeAl и $FeAl_2$, являющимися очагами для развития процессов термоусталостного и коррозионного разрушения. Для создания достаточной стойкости против коррозии стали должны содержать более 8 % Cr. Таким образом, для изготовления наиболее ответственных деталей пресс-форм ЛПД целесообразно применение коррозионно-стойких сталей. Стандартные коррозионно-стойкие стали, в том числе широко известные хромистые 20Х13, 30Х13, 40Х13, обладают высокой коррозионной стойкостью за счет повышенного содержания хрома и образования вслед-

ствие этого на поверхности деталей прочной пленки оксидов хрома, тормозящей процесс коррозионного разрушения. Характеристики теплостойкости и термостойкости указанных сталей недостаточны для условий эксплуатации пресс-форм и без дополнительного комплексного легирования и микролегирования в целях повышения указанных характеристик их использование для изготовления наиболее ответственных деталей пресс-форм ЛПД алюминиевых сплавов нецелесообразно.

Недостатками стандартных литых коррозионно-стойких сталей являются неоднородное дендритное строение и крупное зерно, что также снижает эксплуатационные свойства в условиях термоусталости. Однако известны данные российских и зарубежных исследователей о целесообразности использования именно литых сталей вместо деформируемых для изготовления наиболее ответственных деталей пресс-форм ЛПД. В частности, литые стали имеют более низкую чувствительность к высоким температурам и более высокую устойчивость в жидком силумине по сравнению с деформируемыми сталями аналогичного состава.

Выбор состава легирующего и микролегирующего комплекса базовой стали 20Х13Л был сделан на основе основных принципов обеспечения требуемой совокупности эксплуатационных свойств и *тепловой структурной стабильности* (ТСС):

— легирующие элементы должны обеспечить эффективное выделение частиц вторичных упрочняющих фаз в процессе отпуска при температурах, близких к температуре эксплуатации пресс-форм (550...650 °С);

— для обеспечения повышенной ТСС в условиях эксплуатации необходимо вводить элементы, имеющие наибольшее сродство к углероду и азоту, что обеспечивает возможность образования с ними наиболее термодинамически стабильных химических соединений и высокую степень гетерогенности структуры;

— выбранные элементы легирующего комплекса должны быть по возможности менее дефицитными и дорогими, а вводиться должны максимально экономно, но не в ущерб обеспечению повышенной стойкости и ТСС;

— содержание элементов и их соотношения в сталях необходимо определять по диаграмме Шеффлера для обеспечения в литой аустенитно-мартенситной структуре не более 10...15 % δ-феррита;

— необходимо исследовать выбранные варианты составов стали при различных сочетаниях элементов легирующего комплекса:

— для определения оптимальных вариантов химического состава необходимо провести оценку ТСС в условиях циклического температурно-силового воздействия и взаимодействия с расплавом с использованием разработанного универсального комплекса показателей. Вариант, обеспечивающий минимальную интенсивность снижения свойств, можно предварительно считать наилучшим;

— окончательный оптимальный химический состав исследуемых сталей следует определять с помощью метода главных компонент;

— разработать регрессионные зависимости для прогнозирования свойств сталей для пресс-форм в условиях эксплуатации.

На основе этих принципов выбран легирующий комплекс базовой стали 20Х13Л, состоящий из ванадия, азота и алюминия, с пониженным содержанием хрома до 10 %. Ванадий среди группы карбидообразующих элементов (титан, ванадий, ниобий, вольфрам) обладает наибольшим сродством к углероду, а карбиды ванадия растворяются при нагреве под закалку при более низких температурах, чем карбиды других элементов, в том случае, если снизить содержание хрома с 13 до 10 %.

Ванадий, углерод и азот образуют еще более термодинамически устойчивые соединения — карбонитриды ванадия VCN, что подтверждается изменением свободной энергии их образования. Теплофизический параметр $\alpha \times E$ (где α — коэффициент теплового расширения; E — модуль упругости Юнга), обусловливающий уровень термических напряжений, для VCN в 1,5—2 раза ниже, чем для карбидов хрома, вольфрама и т.п.

Введение алюминия способствует формированию менее углеродистых, более вязких игольчатых включений, гетерогенной структуры с высокодисперсными термодинамически устойчивыми выделениями нитридов алюминия AlN.

Дополнительно вводили микролегирующие добавки бора и церия в целях упрочнения границ зерен, более равномерного распределения структурных составляющих и очищения стали от вредных примесей.

Конкретное содержание легирующих элементов определяли по диаграмме Шеффлера.

Значения хромового и никелевого эквивалента вычисляли по выражениям:

$$ХЭ = [Cr] + 5[V] + 5,5[Al]; \quad (1)$$

$$НЭ = 25[N] + 30[C]. \quad (2)$$

Для получения требуемого фазового состава необходимо иметь следующее содержание легирующих элементов: 9...11 % Cr; 0,8...1,1 % V; 0,1...0,15 % N; 0,7...1,0 % Al при следующих соотношениях между элементами:

$$\left[\frac{Cr}{C}\right] = \left[\frac{40\ldots60}{1}\right]; \quad (3)$$

$$\left[\frac{V}{C+N}\right] = \left[\frac{2\ldots3}{1}\right]; \quad (4)$$

$$\left[\frac{Al}{C}\right] = \left[\frac{3\ldots5}{1}\right]. \quad (5)$$

Учитывая многообразие причин выхода пресс-форм из строя, целесообразно оценивать ТСС с помощью универсального комплекса из восьми показателей. Показатели разделены на четыре группы и характеризуют в каждой из них изменение ключевых свойств (упругих и релаксационных, физико-механических, физических структурно-чувствительных и коррозионно-стойких), определяющих эксплуатационную стойкость пресс-форм.

Для проведения комплексного анализа поведения сталей в условиях эксплуатации применяли оригинальные установки для термоусталостных испытаний, а также для исследования процессов растворения при динамическом взаимодействии с расплавом.

Плавки проводили по принципу последовательного увеличения количества легирующих элементов. Плавка *1* соответствует стали 20Х13Л, плавка *2* — стали 20Х10Л, плавки *3—6* отличаются от плавки *2* дополнительным легированием ванадием, плавки *7—9* — ванадием и азотом *N*, плавки *10—13* — ванадием, азотом и алюминием, плавки *14—20* — ванадием, азотом, алюминием, бором церием (сталь 20Х10АЮФЛ).

Исходная литая структура сталей плавок *1*, *2* имеет ярко выраженный грубодендритный характер и преимущественно хрупкий характер разрушения. Последовательное увеличение числа легирующих элементов (V, N, Al) трансформирует излом в преимущественно вязкий и значительно измельчает структуру.

Для доведения механических и эксплуатационных свойств исследованных хромистых сталей до значений, требуемых условиями эксплуатации пресс-форм ЛПД алюминиевых сплавов, опробовали различные варианты их термической обработки.

1. *Ступенчатая закалка.* Образцы нагревали до различных температур в интервале 1050...1200 °С с шагом 50 °С и выдерживали в течение 1 ч. Затем образцы переносили в другую печь с температурой 400 °С, соответствующей бейнитному превращению в исследуемых сталях, выдерживали при этой температуре в течение 13 ч и охлаждали на воздухе.

Установлено, что максимальные значения твердости (45...47 HRC) и прочности получены для стали, содержащей 10 % Cr; 1,1 % V; 0,15 % N; 0,7 % Al и предварительно нагреваемой до 1100 °С. Для микроструктуры характерна бейнитная основа, состоящая из участков феррита и выделений карбонитридов ванадия и нитридов алюминия тонкопластинчатой игольчатой формы, расположенных преимущественно внутри зерен и имеющих определенную ориентировку.

Применение ступенчатой закалки позволяет избежать последующего отпуска и, таким образом, сократить время термической обработки и снизить энергозатраты.

2. *Закалка и отпуск.* Закалку осуществляли в интервале температур 950...1250 °С через 50 °С. Установлено, что степени искажения кристаллических решеток и растворения вторичной фазы в аустените при закалке для разных сталей существенно отличаются. Так, в стали плавки *2* максимальный параметр решетки a = 0,28695 нм зафиксирован после закалки с 1050 °С. В то же время максимальный параметр a = 0,28735 нм в стали плавки *18* за-

фиксирован после закалки с 1150 °С. Следовательно, совместное комплексное легирование V, N, Al значительно усиливает степени растворения вторичной фазы и искажения кристаллической решетки у исследуемых сталей.

Микроструктура закаленных сталей плавок *1*, *2* представляет собой грубоигольчатый мартенсит. Комплексное легирование обеспечивает измельчение иголок мартенсита, способствуя появлению в структуре сталей плавок *3—20* остаточного аустенита и небольшого (10...15 %) количества δ-феррита. Вследствие этого в сталях плавок *7—20* по сравнению с плавкой *2* возрастают характеристики твердости и прочности.

Отпуск закаленных сталей проводили в интервале температур 350...700 °С через 50 °С. Установлены три последовательных стадии изменения структуры в процессе отпуска (распад мартенсита, выделение частиц вторичных упрочняющих фаз вследствие протекания процессов дисперсионного твердения, постепенная коагуляция вторичной фазы) и связанное с ними изменение свойств.

Совместное комплексное легирование сталей плавок *1*, *2* элементами V, N, Al существенно изменяет характер поведения сталей при отпуске. В сталях плавок *1*, *2* эффект дисперсионного твердения незначителен и наблюдается только после закалки с 1050 °С в интервале температур отпуска 450...550 °С. При этом значения твердости не превышают 33 HRC.

После закалки с прочих температур в процессе отпуска процесс дисперсионного твердения практически отсутствует. Последовательное увеличение числа легирующих элементов значительно усиливает процессы дисперсионного твердения, особенно после закалки с 1150 °С, смещая границы их протекания в область более высоких температур отпуска до 600 °С и увеличивая теплостойкость до 600...650 °С.

Характеристики твердости и прочности значительно возрастают по абсолютным значениям. Максимальная твердость (47 HRC) при указанных температурах отпуска зафиксирована в стали 20Х10АЮФЛ плавок *12*, *18*. Этот факт обусловлен наиболее интенсивным формированием в этих сталях при температурах отпуска 450...600 °С частиц вторичных упрочняющих фаз и протеканием процессов дисперсионного твердения, что подтверждается характером изменения параметра решетки

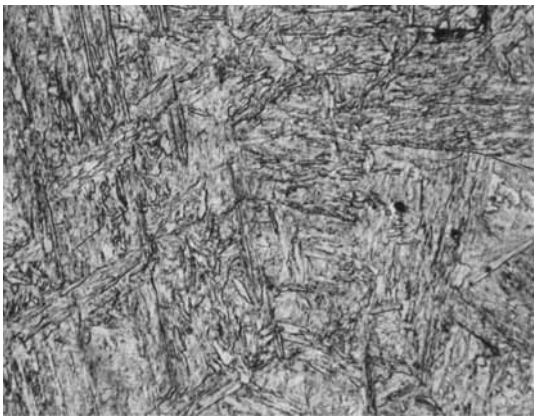


Рис. 1. Микроструктура стали 20Х10АЮФЛ после закалки с 1150 °С и отпуска при 600 °С. ×500

и микронапряжений 2-го рода; повышение последних при 550...600 °С происходит вследствие некогерентности параметров решетки выделяющихся при этих температурах вторичных фаз и матричного твердого раствора.

Вследствие наиболее интенсивного протекания процессов твердения в сталях плавок *7—20* формируется высокодисперсная структура троостита отпуска, в которой четко видна ориентация мартенсито-трооститных пластин продолговатой и игольчатой формы в двух взаимно перпендикулярных плоскостях. Такая "корзиночная" структура представляет собой систему барьеров для перемещения дислокации и развития трещин (рис. 1).

При этом в сталях плавок *7—9* трооститные пластины имеют преимущественно состав VCN, а в сталях плавок *10—20* — VCN и AlN, что подтверждается данными микрорентгеноспектрального анализа.

Высокодисперсные включения упрочняющих фаз имеют повышенную концентрацию ванадия и пониженную по сравнению с матрицей концентрацию хрома. С учетом содержания азота и углерода данные включения идентифицированы как VCN. На границе раздела твердого раствора и вторичной фазы наблюдается повышение концентрации алюминия. Это указывает на образование AlN в комплексе с VCN и подтверждается результатами электронной микроскопии и измерений микротвердости в указанной зоне. Микротвердость частиц VCN составляет 1900...1950 Н/мм^2, а частиц AlN — 1950...2050 Н/мм^2. Средний линейный размер частиц VCN равен 0,2...0,25 мкм, AlN — 0,15...0,2 мкм.

Совместное комплексное легирование значительно тормозит коагуляцию вторичной фазы на третьей стадии отпуска по сравнению с базовыми сталями, что проявляется в менее интенсивном характере снижения твердости и других свойств вследствие повышенной стабильности "корзиночной" структуры. В результате значения HRC, $\sigma_в$, *KC*U удовлетворяют условиям эксплуатации пресс-форм даже после отпуска при 650...700 °С.

На основании проведенных исследований определены режимы термической обработки стали 20Х10АЮФЛ, обеспечивающие наиболее благоприятный комплекс свойств для условий эксплуатации пресс-форм ЛПД алюминиевых сплавов: закалка с 1150 °С и отпуск при 600 °С; закалка с 1150 °С и отпуск при 650 °С.

Анализ поведения сталей в условиях эксплуатации пресс-форм ЛПД алюминиевых сплавов показал, что в базовых сталях плавок *1*, *2* в течение всего периода термоциклирования наблюдается чередование процессов снижения и временной стабилизации характеристик ТСС на определенных значениях. Это обусловлено периодической коагуляцией карбидной фазы и ферритизацией твердого раствора. В сталях плавок *3—20* наблюдаются две характерные стадии изменения характеристик ТСС. На начальной стадии термоциклирования в течение 200...300 термоциклов наблюдается повышение HRC и $\sigma_в$ за счет выделения дополнительного количества частиц упрочняющих фаз. Это обусловлено инициирующим действием термических напряжений, вызывающим повышение диффузионной подвижности атомов, что приводит к формированию дополнительных барьеров для роста зерен и перемещения дислокаций. На второй стадии, при увеличении количества термоциклов, также наблюдается чередование процессов снижения и временной стабилизации свойств. У всех исследуемых сталей максимальная интенсивность снижения свойств наблюдается в течение первых 1000 термоциклов. Далее в сталях плавок *7—20* происходит аккомодация к условиям эксплуатации.

Комплексную оценку ТСС хромистых сталей, а также штамповых сталей 3Х2В8Ф и 4Х5МФС в условиях эксплуатации проводили с помощью универсального комплекса показателей, с учетом термодинамической оценки по изменению свободной энергии.

Анализ полученных результатов показал, что сталь 20Х10АЮЛ (плавка *18*) после закалки с 1150 °С и отпуска при 600 °С характеризуется наименее интенсивным снижением ТСС в процессе эксплуатации. Это обусловлено особо устойчивым характером микроструктуры "корзиночного" типа, сформированной в этой стали после термической обработки, которая мало изменяет свою морфологию в течение всего периода эксплуатации вследствие минимального изменения свободной энергии VCN и AlN в интервале температур 300...700 °С.

Результаты расчетов ТСС по показателям хорошо согласуются с результатами использования метода главных компонент для определения оптимального состава исследованных сталей для пресс-форм. Исследования по определению оптимального химического состава сталей пресс-форм методом главных компонент проводили с использованием многоэтапной адаптивной распознающей системы "МАРС" (авторы системы — И.И. Ицкович, В.Н. Шишкин, О.В. Виноградова, А.В. Пальцева), в которой технически реализована многопараметрическая оптимизация.

Для сравнительного анализа изменения эксплуатационной стойкости исследуемой коррозионно-стойкой стали плавки *18* (20Х10АЮФЛ) и штамповых сталей 3Х2В8Ф, 4Х5МФС осуществляли производственное опробование на реальных пресс-формах. Визуально оценивали состояние поверхности формообразующих вкладышей на различных пресс-формах после определенного числа запрессовок (от 500 до 95 000), согласно их паспортам.

Анализ производственных данных показал, что разгаростойкость вкладышей пресс-форм из стали 20Х10АЮФЛ в 1,5—2 раза выше по сравнению с вкладышами аналогичных пресс-форм, изготовленных из традиционных штамповых сталей 3Х2В8Ф и 4Х5МФС. Полученные на вкладышах из стали 20Х10АЮФЛ данные по разгаростойкости и теплостойкости полностью удовлетворяют требования ГОСТ 19946.

Для оценки и прогноза изменения HRC, $\sigma_в$, *KC*U в зависимости от содержания элементов легирующего комплекса и от количества упрочняющих фаз, на основе специальным образом сформированной матрицы планирования

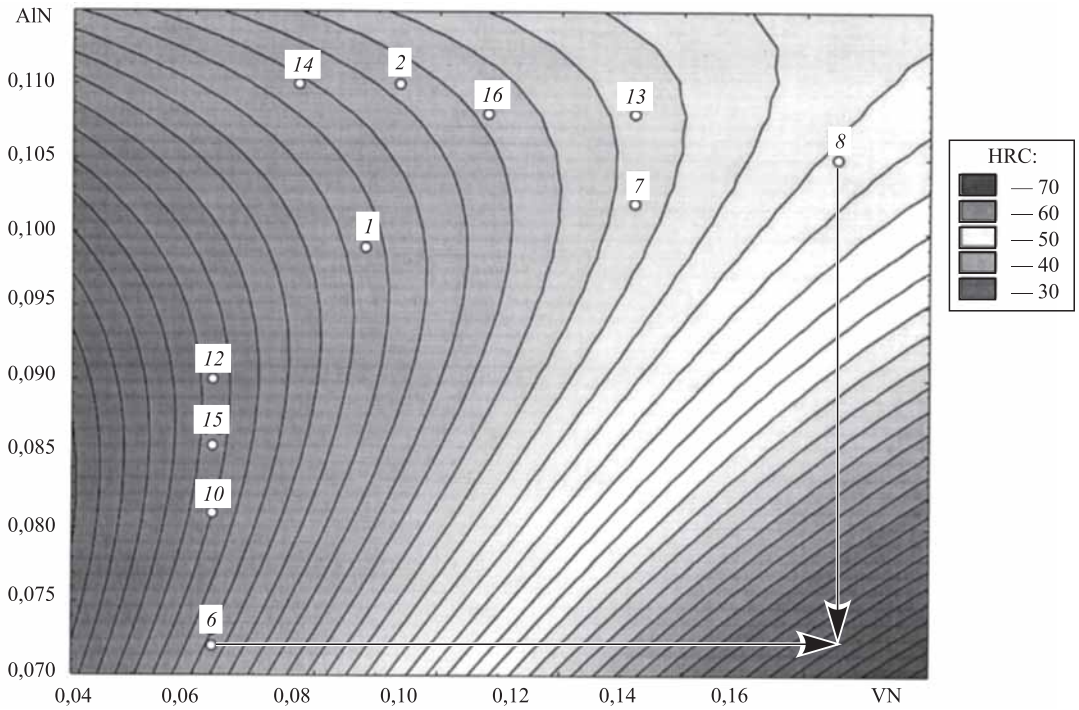


Рис. 2. Характер совместного влияния VN и AlN на твердость HRC

эксперимента с учетом варьирования четырьмя легирующими элементами: ванадием, азотом, алюминием и хромом проведено 16 опытов $N = 2^4 = 16$. Построены регрессионные модели. В частности, для твердости HRC зависимость от содержания упрочняющих фаз имеет вид:

$$\begin{aligned} \mathrm{HRC} = 72,94 + 723,08[\mathrm{VN}] - \\ -1565,81[\mathrm{AlN}] - 262,8[\mathrm{VN}]^2 - \\ -5294,3[\mathrm{AlN}][\mathrm{VN}] + 10727,17[\mathrm{AlN}]^2 . \end{aligned} \quad (6)$$

Данные модели отвечают требованиям адекватности.

Построенные на основании указанных моделей контурные графики четко определяют возможные направления дальнейшей оптимизации сталей за счет изменения содержания легирующих элементов и нитридной фазы. В частности, характер влияния содержания нитридов алюминия и ванадия на твердость представлен на рис. 2.

Для повышения комплекса свойств плавки *8* (см. рис. 2) необходимо только снижение содержания нитридов алюминия, а для плавки *6*, наоборот, необходимо поднять содержание нитридов ванадия (а следовательно, и ванадия), оставляя на имеющемся уровне содержание нитридов алюминия (а следовательно, и алюминия).

Производственное опробование показало, что пресс-формы, изготовленные из стали 20Х10АЮФЛ, имеют эксплуатационную стойкость на уровне 75 000...85 000 запрессовок, что в 1,5—2 раза превышает предельный уровень стойкости пресс-форм из штамповых сталей. Подтверждено, что уровень механических свойств и теплостойкости стали 20Х10АЮФЛ после закалки от 1150 °С и отпуска при 600 °С на 10...15 % выше, чем после ступенчатой закалки при одинаковом числе запрессовок.

Таким образом, коррозионно-стойкие экономнолегированные хромистые стали типа 20Х10АЮФЛ, 20Х11АЮФЛ могут быть рекомендованы для изготовления наиболее ответственных деталей пресс-форм литья под давлением алюминиевых сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жуков А.А., Немтырев О.В.** Разработка высокостойких хромистых сталей для пресс-форм // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2012. № 7. С. 13—17.

Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук;
Олег Вячеславович Немтырев, канд. техн. наук,
kamakina@mail.ru;
Лейла Александровна Хасанова, канд. техн. наук

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2017 г.

Литейное и сварочное производства

Абдуллин М.Р., Быков Ю.А., Жидков А.С., Карпухин С.Д., Сапронов И.Ю., Тепаев С.В. Структура и свойства титанового сплава ВТ6ч после линейной сварки трением и последующего отжига № 2

Акутин А.А., Изотов В.А., Равочкин А.С., Федулов В.М., Мусинов В.В., Вишталюк А.А. Технология получения ответственных отливок из легких сплавов в условиях опытного и мелкосерийного производств № 12

Баст Ю.Л., Аитсурадзе М., Петров М.А., Шмидт П. Комбинированный процесс литья под низким давлением и по газифицируемым моделям — новый способ изготовления облегченных автомобильных компонентов № 10

Вальтер А.И., Рыбина Д.С. Повышение качества процесса плазменной наплавки меди на стальную подложку № 7

Васильев П.А., Осанов В.Н., Евграфов А.В., Калинин А.Г., Шведов М.А., Христофоров О.В., Григорьев В.С. Установка фрикционной сварки ERNEST № 9

Головинов П.С., Гулевский В.А., Кидалов Н.А. Выбор основы сплава для получения пропиткой композиционного материала углеграфит—металл с заданными механическими, антифрикционными и электропроводными свойствами № 1

Гущин В.Н., Ульянов В.А., Курилина Т.Д. Выбор параметров центробежного литья прокатных валков № 4

Гущин В.Н., Ульянов В.А., Курилина Т.Д., Гладких И.В. Исследование параметров центробежного литья массивных стальных бандажей № 11

Десницкий В.В., Матвеев И.А., Десницкая Л.В. Применение САПР для стальных отливок № 5

Дриц А.М., Овчинников В.В., Бакшаев В.А., Малов Д.В. Влияние подачи на один оборот инструмента при сварке трением с перемешиванием на формирование и свойства швов алюминиевого сплава 1565чМ № 10

Егоров Р.В., Овчинников В.В. Электронно-лучевая сварка алюминиевых сплавов на основе системы Al—Cu—Li № 7

Ерофеев В.А., Протопопов А.А., Страхова Е.А., Захаров С.К. Влияние параметров процесса дуговой наплавки упрочняющего слоя на свойства поверхности заготовок № 3

Жильцов Н.П., Кидалов Н.А., Гребнев Ю.В. Исследование выбиваемости керамических форм при литье по выплавляемым моделям № 7

Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Усольцев А.А. Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали на основе техногенных отходов металлургического производства № 6

Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В. Влияние плазмохимических процессов в воздушно-водяной плазме на насыщение кромок реза азотом и образование пор при сварке № 11

Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В. Применение плазменной резки с добавлением воды в судостроительном корпусообрабатывающем производстве № 5

Лебедев В.А., Жук Г.В. Новые способы управления переносом электродного металла при механизированной дуговой сварке № 8

Леушин И.О., Субботин А.Ю., Гейко М.А. Применение в литейных технологиях хлорида цинка, полученного в результате очистки оцинкованных стальных отходов № 9

Леушина Л.И., Кошелев О.С. Технология низкотемпературного прокаливания оболочковых форм точного стального литья № 8

Малушин Н.Н., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Никоненко Е.Л., Осетковский И.В. Влияние высокотемпературного отпуска на свойства хромовольфрамового металла высокой твердости, наплавленного плазменной наплавкой в защитно-легирующей среде азота № 12

Овчинников В.В., Дриц А.М., Андреева Л.П., Малов Д.В., Гуреева М.А. Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на формирование дефектов в сварных швах алюминиевого сплава 1565ч № 1

Овчинников В.В., Дриц А.М., Гуреева М.А. Механические свойства сварных соединений из современных алюминиевых деформируемых сплавов № 4

Раев А.В., Вальтер А.И. Компьютерная модель для исследования газового режима пресс-формы при литье термопластов под давлением № 2

Раев А.В., Вальтер А.И., Протопопов А.А., Протопопов Е.А. Автоматизированная система для идентификации дефектов на примере литья термопластов № 8

Серебряков С.П., Берстнев А.А., Игнатьев З.Е. Анализ технологических факторов предупреждения точечных поверхностных дефектов при жаропрочном литье по выплавляемым моделям № 12
Серебряков С.П., Редькин И.А., Шатульский А.А. Совершенствование технологии сушки форм по выплавляемым моделям № 1
Чеберяк О.И., Чувагин Н.Ф. Опыт технических решений по устранению пригара в ООО "Метмаш" № 5
Шатульский А.А., Жуков А.А. 60 лет кафедре "Материаловедение, литье, сварка" Рыбинского государственного авиационного технического университета имени П.А. Соловьева № 12
Шатульский А.А., Зайцев Н.А., Голубенцев А.В. Разработка методики выбора параметров термической обработки рабочих лопаток ГТУ из сплава ЧС88У-ВИ № 6
Яровая Е.И., Леушин И.О., Спасская М.М., Кошелев О.С., Гусев А.Ю. Технология нанесения защитных огнеупорных покрытий на литейные заливочно-дозирующие устройства № 3

Кузнечно-штамповочное производство

Вайцехович С.М., Бараев А.В., Кривенко Г.Г. Разработка способов деформирования порошковых материалов в пресс-формах с "плавающим" штамповым инструментом для получения заготовок под спекание № 8
Вайцехович С.М., Рубцов И.С., Кривенко Г.Г. Разработка технологии гибки трубопроводов скручиванием зоны изгиба № 3
Галкин В.В., Братухин А.В., Гаврилов Г.Н., Иванов С.В. К вопросу низкой стойкости пуансонов при выдавливании крестообразного шлица в винтах с потайной головкой из стали 14Х17Н2 № 11
Галкин В.В., Дербенев А.А., Кошелев О.С., Терещенко Е.Г. Исследование развития рекристаллизации стали 12Х18Н10Т в условиях многопереходной горячей пластической обработки № 4
Глинер Р.Е., Катюхин Е.Б., Пряничников В.А. К определению энергетических характеристик сопротивления металла деформациям № 11
Григоренко Г.Д., Евсюков С.А. Влияние параметров печати на прочность деталей штампов, изготовленных методом послойного наплавления полимера № 4
Грязев М.В., Ларин С.Н., Пасынков А.А. Оценка влияния технологических факторов на предельный коэффициент раздачи трубных заготовок коническим пуансоном № 6
Демин В.А., Ромасенко А.В., Костылев В.А. Отбортовка отверстия под резьбу более М6 № 8
Козлова А.О., Железняк Л.М., Снигирев Н.А. Совершенствование технологии горячей объемной штамповки детали "корпус водосчетчика" № 3
Кострюков А.А., Щедрин А.В., Алешин В.Ф., Климочкин К.О., Есов В.Б. Совершенствование способа воздействия на обрабатываемый материал в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования № 5
Кошелев О.С., Чесноков Е.В. Компьютерное моделирование процесса изготовления конических обечаек на двухвалковой листогибочной установке № 11
Крук А.Т., Соков В.И. Определение параметров типовых технологических графиков нагрузки кривошипных горячештамповочных прессов № 2
Крук А.Т., Соков В.И. Экспериментальная оценка динамичности и определение среднего приведенного коэффициента трения главного исполнительного механизма кривошипного горячештамповочного пресса № 6
Лавриненко В.Ю. Расчет сил деформирования при холодной объемной штамповке № 2
Лавриненко Ю.А. Исследование напряженно-деформированного состояния при навивке пружин под воздействием комбинированного нагружения № 9
Лавриненко Ю.А. Математическая модель процесса упрочнения пружин клапана двигателей автомобилей № 7
Лавриненко Ю.А. Разработка технологии изготовления пружины клапана двигателя легкового автомобиля № 12
Ларин С.Н., Платонов В.И., Чарин А.В., Нуждин Г.А. Исследование энергосиловых параметров и повреждаемости при пневмоформовке элементов многослойных листовых конструкций с прямоугольными каналами № 10
Мороз Б.С. Влияние сил трения активного действия на напряженное состояние заготовки при горячем обратном выдавливании полых изделий № 1
Назарян Э.А. Проблема плоского напряженного состояния в формоизменяющих операциях листовой штамповки № 1
Сережкин М.А., Минязева Л.Х., Ступников В.В. Проектирование технологического процесса штамповки полых сфер из алюминиевого сплава АД1 № 10
Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х. Построение диаграмм разрушения для анизотропных листовых материалов № 9
Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х. Экспериментально-расчетный способ определения коэффициента трения при пластическом формоизменении листового металла № 3
Трегубов В.И., Ларин С.Н., Пилипенко О.В., Черняев А.В. Подход к повышению качества цилиндрических изделий, получаемых ротационной вытяжкой с утонением стенки и разделением очага деформации № 1
Филиппова М.В., Перетятько В.Н., Прудкий Е.Е., Бахаев А.В. Полугорячая штамповка шестерни № 4

Чжан Юн-Цзюнь, Лю Цжу-Бай. Протяжка осесимметричных поковок с помощью горизонтальных V-образных бойков № 7
Чудин В.Н. Процесс горячей раздачи при вязкопластическом деформировании № 5
Шпунькин Н.Ф., Типалин С.А. Малогабаритная профилегибочная машина № 2

Прокатно-волочильное производство

Арюлин С.Б., Камоничкин Д.Т. Решение вопроса обеспечения качества боковых кромок полосы при периодической прокатке № 1
Бутрим В.Н., Каширцев В.Н., Егоров М.В., Митрошенков А.В. Технология изготовления капиллярных трубок из высокохромистого никелевого сплава № 2
Воронцов А.Л., Карпов С.М., Захарченко А.П., Франк Е.А. Методика определения силовых параметров при различных способах волочения труб № 12
Гурьянов Г.Н. Аналитические зависимости для расчета прироста осевого напряжения от действия противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля № 4
Даниленко А.В., Скуднов В.А., Мунтин А.В., Науменко В.В. Особенности формирования прикромочных трещин при производстве горячекатаного проката на современных толстолистовых, широкополосных станах и литейно-прокатных комплексах:
Часть 1 № 8
Часть 2 № 10
Железков О.С., Мухаметзянов И.Ш., Малаканов С.А., Тюленев Д.Г. Формирование проволоки трапециевидного профиля с использованием плющения и волочения в двухроликовой волоке № 6
Лапшин В.И., Филимонов С.В., Филимонов В.И. Формовка в роликах профиля Forster 50×20×1,5 мм с комбинированным элементом жесткости № 3
Малушин Н.Н., Гизатулин Р.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Осетковский И.В. Разработка методики оценки качества наплавленных валков холодной прокатки на основе определения плотности распределения наработки до отказа № 3
Поксеваткин М.И., Басова Е.М., Герман С.В., Иванайская Е.А., Иванайский А.А. Повышение эффективности процесса формирования сортовых профилей в предчистовых закрытых роликовых волоках № 7
Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Применение высокочастотных установок при формировании структурно-механических свойств сортового проката № 11
Шапарев А.В., Савин И.А. Повышение точности биметаллических лент при холодном плакировании и дрессировке № 9
Шапарев А.В., Савин И.А. Расчет деформации, необходимой для образования соединения слоев при совместной холодной прокатке стали 18ЮА и латуни Л90 № 5

Материаловедение и новые материалы

Виноградов М.В., Протопопов А.А., Вальтер А.И., Протопопов Е.А. Исследование и оптимизация процесса получения структуры порошковых композиций № 1
Бурков А.А., Пячин С.А., Власова Н.М. Жаростойкость и износ интерметаллидных электроискровых Ti_3Al-покрытий с различной концентрацией бора на титановом сплаве Ti6Al4V. № 10
Буякина А.А., Князев А.Е., Волков А.М., Куко И.С. Исследование параметров газовой атомизации жаропрочного никелевого сплава для дисков газотурбинных двигателей № 9
Гадалов В.Н., Петренко В.Р., Винокуров О.В., Ворначева И.В., Розин А.Ю. Изготовление псевдо-α-сплавов из порошков сплава ОТ4 и его свойства № 8
Глебов В.В., Блинов В.М. Коррозионно-механические свойства стали 05Х22АГ14Н7М № 11
Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Влияние гомогенизирующего отжига на характер разрушения сварного соединения стали 15Х11МФБ № 9
Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В., Клочков Г.Г. Влияние кальция на анизотропию механических свойств листов алюминиевого сплава типа авиаль № 5
Егоров М.С., Егорова Р.В., Фисунова Е.И., Авакян О.А. Формирование межчастичного сращивания горячедеформированных порошковых сталей, полученных из легированных порошков № 6
Жуков А.А., Немтырев О.В., Хасанова Л.А. Разработка и исследование высокостойких хромистых сталей для пресс-форм литья под давлением № 12
Комаров О.Н., Жилин С.Г., Предеин В.В., Абашкин Е.Е., Попов А.В. Получение слябовых заготовок из кипящей стали для прокатного производства методом металлотермии № 3
Кондратьев С.Ю., Швецов О.В. Эксплуатационные возможности бурильных труб из алюминиевых сплавов 1160 и 1953 № 5
Крушенко Г.Г. Повышение механических свойств сплава Al — 10 % Zn температурной обработкой и наномодифицированием расплава № 2
Логинов Ю.Н., Овчинников А.С. Влияние присутствия второй фазы на свойства двойных латуней № 4
Муратов В.С., Морозова Е.А. Лазерное поверхностное легирование титана и его сплавов марганцем и железом № 10

Муратов В.С., Морозова Е.А. Особенности формирования структуры и свойств поверхности титана при лазерном легировании № 3
Поварова К.Б., Скачков О.А., Дроздов А.А., Пожаров С.В., Березина Т.А. Порошковые сплавы Fe—Cr—Al и NiAl. I. Получение порошков № 8
Теслина М.А., Власова Н.М., Ершова Т.Б., Астапов И.А. Получение керамических материалов, содержащих MAX-фазы, из отходов титановых и интерметаллидных сплавов и исследование их свойств № 7
Уманский А.А., Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Базайкин В.И., Никитин А.Г. Численное моделирование теплового состояния крупнотоннажных слитков в процессе кристаллизации и нагрева № 7
Хайдоров А.Д., Юнусов Ф.А. Технология термической обработки высоколегированных сталей в вакуумных печах № 6
Хлыбов А.А., Кувшинов М.О. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства поверхностного слоя аустенитной стали 12Х18Н10Т № 11
Хрящев И.И., Зайцев Н.А., Шатульский А.А., Логунов А.В. Разработка и оптимизация экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава № 12
Щеренкова И.С., Гадалов В.Н., Шкатов В.В., Романенко Д.Н. Влияние сверхтвердых частиц на повышение эксплуатационных свойств электрохимических покрытий № 2

Информация

Вальтер А.И., Михейчева О.Ю. Статистический анализ качества наплавки стальных изделий № 9
Зенкин Р.Н. Изменение первично-литой микроструктуры высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита с помощью закалки и отпуска № 7
Иванов Ю.В., Дементьев В.Б. Системы улучшения акустических характеристик кузнечно-прессовых машин и механизмов № 9
Калинин А.С., Сережкин М.А., Ступников В.В. Модернизация кривошипно-шатунного пресса К2324 для учебной лаборатории МГТУ им. Н.Э. Баумана № 7
Кременский И.Г. Современные технологии получения заготовок из изношенных деталей № 2
Лавриненко В.Ю. XIV Международная научно-техническая конференция "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем" в Севастопольском государственном университете № 10
Серов Р.А., Чибирнова Ю.В., Изотов В.А. Влияние времени выдержки наноуглерода на его модифицирующие способности для алюминиево-кремниевых сплавов № 3
Солдатов В.Г., Жижкина Н.А., Вавилин Я.А. Процессный подход к формированию показателей качества литейной продукции № 6
Татарских Б.Я., Федоров О.В. Проблемы и перспективы развития заготовительных производств в машиностроении № 11
Указатель статей, опубликованных в 2017 г. № 12

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 03.10.2017. Подписано в печать 29.11.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.