ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 9 сентябрь 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

Леушин И.О., Субботин А.Ю., Гейко М.А. Применение в литейных технологиях хлорида цинка, полученного в результате очистки оцинкованных стальных отходов 387
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 392

Кузнечно-штамповочное производство

Лавриненко Ю.А. Исследование напряженно-деформированного состояния при навивке пружин под воздействием комбинированного нагружения 399
Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х. Построение диаграмм разрушения для анизотропных листовых материалов 405

Прокатно-волочильное производство

Шапарев А.В., Савин И.А. Повышение точности биметаллических лент при холодном плакировании и дрессировке 409

Материаловедение и новые материалы

Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Влияние гомогенизирующего отжига на характер разрушения сварного соединения стали 15Х11МФБ 414
Буякина А.А., Князев А.Е., Волков А.М., Куко И.С. Исследование параметров газовой атомизации жаропрочного никелевого сплава для дисков газотурбинных двигателей 420

Информация

Иванов Ю.В., Дементьев В.Б. Системы улучшения акустических характеристик кузнечно-прессовых машин и механизмов 426
Вальтер А.И., Михейчева О.Ю. Статистический анализ качества наплавки стальных изделий 430

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 № 9 September 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

Leushin I.O., Subbotin A.Yu., Geyko M.A. Application of zinc chloride produced as result of galvanized steel scrap refining in foundry technologies 387
Vasil'ev P.A., Osanov V.N., Evgrafov A.V., Kalinin A.G., Shvedov M.A., Khristoforov O.V., Grigor'ev V.S. Friction welding machine ERNEST 392

Forging and Stamping Production

Lavrinenko Yu.A. Study of strain-stress state during springs coiling by combination loading 399
Tomilov M.F., Tomilov F.Kh. Modelling of destruction diagrams for anisotropic sheet materials 405

Rolling and Drawing Production

Shaparev A.V., Savin I.A. Improving of accuracy of bimetallic strips in cold cladding and temper rolling 409

Physical Metallurgy and New Materials

Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I. Influence of homogenizing annealing for brittle fracture resistance of 15Cr11MoVNb steel welded joint 414
Buyakina A.A., Knyazev A.E., Volkov A.M., Kuko I.S. Investigation of gas atomization parameters of Ni-base superalloy for gas-turbine engines disks 420

Information

Ivanov Yu.V., Dement'ev V.B. Systems of improvement of acoustic characteristics of forge-press machines and mechanisms. 426
Val'ter A.I., Mikheycheva O.Yu. Statistical analysis of quality of steel products surfacing. . . .430

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

УДК 621.745.44

И.О. Леушин, А.Ю. Субботин, М.А. Гейко
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Применение в литейных технологиях хлорида цинка, полученного в результате очистки оцинкованных стальных отходов

Рассмотрен химический метод очистки оцинкованных стальных отходов для их применения в индукционной плавке. Предложены варианты использования водного раствора хлорида цинка, полученного в результате очистки оцинкованных стальных отходов, в литейных технологиях.

Ключевые слова: химическое рафинирование; хлорид цинка; литейное производство; оцинкованные стальные отходы; удаление цинка; противопригарные покрытия.

Chemical refining of galvanized steel scrap for it using in induction melting is considered. As result of refining of galvanized steel scrap aqueous solution of zinc chloride is produced. Options for using it in foundry technology are proposed.

Keywords: chemical refining; zinc chloride; foundry; galvanized steel scrap; zinc drawing; non-stick coatings.

Введение. Вторичные материальные ресурсы позволяют снизить потребность в постоянно дорожающих первичных материалах, необходимых для работы машиностроительных предприятий. Особенно это актуально для литейного сектора.

Современный подход к организации производственных систем предусматривает рециклинг (повторное использование) вторичных материалов и изделий, отслуживших свой срок, для изготовления полезной продукции по схеме "материал—изделие—вторичные материалы—вторичная продукция" [1].

Возвращение в собственную производственную цепочку оцинкованных стальных отходов (рис. 1), возникающих в большом количестве в автомобилестроении, позволяет значительно повысить производственную эффективность литейного сектора машиностроительных предприятий путем снижения расходов на сырье.

Полученный в результате очистки оцинкованных стальных отходов хлорид цинка можно эффективно использовать в литейных технологиях.

Рис. 1. Отходы оцинкованной стальной обрези

Переработка отходов оцинкованной стали для индукционного переплава. Переплав оцинкованных стальных отходов в индукционных плавильных агрегатах (ими оснащены многие литейные цехи машиностроительных производств) затруднен следующими негативными факторами: вредное влияние выделяющегося при плавке дыма, снижение качества получаемого сплава, увеличение вероятности возникновения аварийных ситуаций на плавильном участке и др. [2]. Поэтому для возврата оцинкованных стальных отходов в производственную цепочку предприятия необходимо удаление цинка со стальной основы в условиях собственного производства.

Одним из перспективных методов снятия цинка с оцинкованных стальных отходов является химический метод очистки отходов в водном растворе соляной кислоты [3]. Метод основан на химической реакции взаимодействия цинка и соляной кислоты:

$$Zn + 2HCl = ZnCl_2 + H_2.$$

Для защиты стальной основы от окисления в раствор добавляют небольшое количество гексаметилентетрамина.

Технология реализуется по схеме, представленной на рис. 2.

Оцинкованные стальные отходы помещают в резервуар с водой при температуре воды 15...25 °С. Затем в воду с отходами добавляют необходимое количество гексаметилентетрамина из расчета 2,5 г/л. Далее в воду наливают техническую соляную кислоту в количестве 250 г/л. Соотношение кислота : вода принято равным 1 : 3, что позволяет полностью исключить эффект "парящей кислоты" и обеспечить снятие слоя цинка со стальной подложки с начальной скоростью 10...20 мкм/мин.

Количество обрабатываемых отходов рассчитывают таким образом, чтобы цикл обработки при средней температуре 20 °С не превышал 20 мин. После выдержки в течение заданного времени раствор сливают и отправляют на дальнейшую переработку, а стальные отходы направляют на сушку.

В условиях литейного цеха обрезь можно сушить на участке для подсушки шихты. Подсушенная обрезь подвергается пакетированию на пакетировочном прессе. Готовые пакеты поступают на шихтовый склад, их можно применять в составе шихты для выплавки чугуна и стали в индукционных печах литейных цехов машиностроительных предприятий.

Во время обработки отходов следует предусмотреть отвод выделяющегося газа (водорода). Для этого можно использовать сплавы-абсорбенты водорода на основе TiFe и титана или Zr (Mn, Cr, Fe, V, Ni)$_2$ [4]. Однако применение этих сплавов дорогостояще, поэтому целесообразно удалять водород вытяжными системами. Их конструкция должна исключать возможность образования скоплений водорода взрывоопасной концентрации.

Ориентировочная стоимость материалов для обработки 1 т стальных отходов 750 руб. Исходя из стоимости вторичных материалов для выплавки чугуна (от 12 000 руб. за 1 т) и затрат на материалы для обработки оцинкованных стальных отходов, можно сделать вывод об экономической целесообразности предлагаемого способа очистки [3].

Также при обработке большого количества стальных отходов в результате протекания химической реакции образуется большое количество водного раствора хлорида цинка, который можно использовать в литейных технологиях.

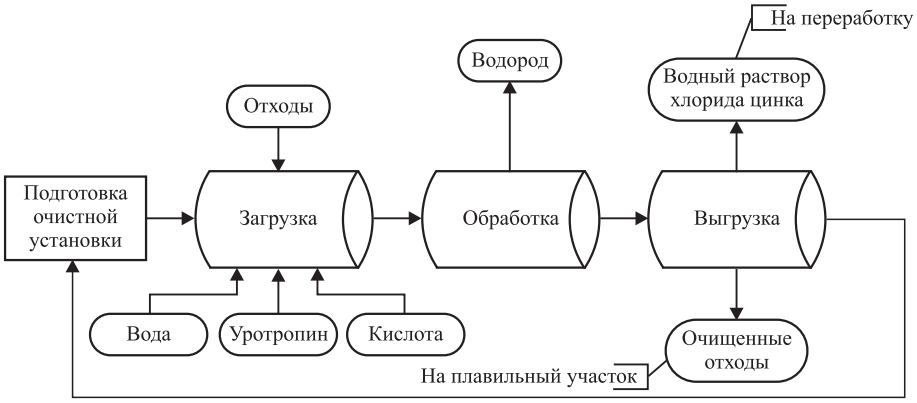


Рис. 2. Принципиальная схема очистки оцинкованных стальных отходов

Оценка количества хлорида цинка, полученного в процессе очистки стальных отходов. Для расчета количества хлорида цинка, образующегося в процессе очистки 1 т оцинкованных стальных отходов, необходимо знать содержание цинка (толщину покрытия) в стальном листе и толщину оцинкованного стального листа.

В машиностроительном производстве, прежде всего в автомобилестроении, существенная часть оцинкованного стального листа идет на производство кузовов автомобилей. По ГОСТ 14918—80 оцинкованный стальной лист изготовляют толщиной 0,5...2,5 мм с цинковым покрытием толщиной 18...60 мкм (для класса П — толщиной 40...60 мкм).

Эксперименты проводили на оцинкованном стальном листе толщиной 1 мм. При обработке 0,529 кг оцинкованной стали раствором, содержащим 120 мл воды и 40 мл технической соляной кислоты, в присутствии 0,4 г гексаметилентетрамина снято 11 г цинка. При этом остаточная масса стали составила 0,518 кг [5]. Таким образом, в 100 кг отходов стального листа содержится в среднем 2,08 кг цинка.

Массу образовавшегося хлорида цинка при этом можно рассчитать по уравнению:

$$Zn + 2HCl = ZnCl_2 + H_2.$$

С учетом того, что весь цинк перейдет в состав хлорида цинка, масса хлорида цинка будет равна 4,35 кг. Остаточное количество соляной кислоты в растворе будет незначительным.

Применение хлорида цинка в качестве катализатора отверждения для холоднотвердеющих смесей на основе карбамидных смол. Холоднотвердеющие смеси (ХТС) состоят из наполнителя (кварцевый песок), синтетического связующего, катализатора отверждения и различных улучшающих смесь добавок.

В состав ХТС в качестве связующих вводят карбамидные, карбамидофурановые, фенолофурановые смолы и катализатор, в присутствии которого смесь упрочняется. Механизм отверждения ХТС основан на том, что введение в состав смеси кислотного катализатора резко сдвигает pH системы в кислую область, что инициирует протекание поликонденсационных процессов между отдельными олигомерами связующего материала и образование его пространственной структуры, формирующей адгезионные связи между отдельными зернами наполнителя смеси и собственную когезионную прочность [6].

В качестве катализаторов смол на карбамидной основе получили распространение неорганические материалы. В зависимости от требуемой скорости твердения ХТС, обусловливаемой в основном серийностью производства, применяют комплексные или однокомпонентные неорганические отвердители.

Скорость отверждения ХТС будет зависеть от кислотности среды, поэтому с учетом остаточного содержания в водном растворе хлорида цинка соляной кислоты можно предположить возможность успешного его применения, как продукта очистки оцинкованных стальных отходов в качестве катализатора отверждения карбамидных смол в составе холоднотвердеющих смесей литейного производства.

Склонность ионов Zn^{2+} в водном растворе хлорида цинка будет поддерживать кислотность используемого раствора в случае расходования катионов водорода на какие-либо побочные взаимодействия или испарение хлористого водорода из раствора.

Поскольку исходно раствор имеет кислую среду, то гидролиз ионов цинка в значительной степени подавляется, но при уменьшении концентрации катионов водорода равновесие гидролиза по первой ступени в соответствии с уравнением первой ступени гидролиза:

$$Zn^{2+} + HOH \rightleftarrows ZnOH^{+} + H^{+}$$

будет смещаться вправо согласно принципу Ле-Шателье. Гидролиз катионов цинка по второй ступени в кислой среде не будет протекать в заметной степени и поэтому его рассмотрением в данном случае можно пренебречь.

Применение хлорида цинка в качестве технологической добавки в состав противопригарных покрытий объемных литейных форм. При производстве средних и крупных чугунных литых заготовок поверхности формы и стержня нередко покрывают термостойкими покрытиями. В качестве таких покрытий широко применяют литейные краски на основе кварцевого огнеупорного наполнителя и других огнеупорных оксидов с использованием в качестве связующего материала органического водорастворимого связующего (лигносульфонат). Такие покрытия обычно состоят из 50...80 % огнеупорного наполнителя (циркон, пылевидный кварц, тальк и др.); 5...10 % лигносульфоната технического; 2...4 % бентонитовой глины; остальное — вода.

Химические методы борьбы с пригаром предполагают формирование на границе раздела отливка—пригар хрупких химических соединений, что приводит к образованию легкоотделимого пригара. С ростом окисления

металла на границе металл—форма увеличивается слой оксидов металла, и пригар становится легкоотделимым.

Количество оксидов можно увеличить, если ввести в смесь добавки окислительного действия. В качестве таких добавок можно применять хлориды, способствующие получению оксидов железа. К ним можно отнести и хлорид цинка.

Повышение качества поверхности отливок при использовании в составе антипригарного покрытия хлорида цинка объясняется тем, что он способствует увеличению количества оксидов железа на границе металл—форма, а вследствие высокотемпературного воздействия на покрытие возникает тонкая газовая оболочка, защищающая отливку от пригара. Это связано с тем, что хлорид цинка имеет температуру кипения 756 °С (см. кн.: Васин Ю.П., Расулов А.Я. Окислители — новые противопригарные материалы. Челябинск, 1969. 126 с.) и интенсивно испаряется сразу после заливки формы металлом.

Применение хлорида цинка в качестве технологической добавки, обеспечивающей улучшенную выбиваемость в составе жидкостекольных смесей. Песчано-жидкостекольные смеси широко применяют в литейном производстве при изготовлении форм и стержней. Существенными недостатками песчано-жидкостекольных смесей являются плохая выбиваемость и регенерируемость из-за повышенной спекаемости жидкого стекла с формовочным песком, а также ограниченное использование отработанных смесей в связи с тем, что в приготовляемых смесях накапливается содержание оксида натрия Na_2O, снижающего огнеупорность смесей.

Наиболее доступный и распространенный способ влияния на остаточную прочность жидкостекольных смесей — модифицирование жидкого стекла и введение различных добавок в состав смеси.

В литейном производстве для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей часто применяют неорганические добавки, обладающие преимуществами по сравнению с органическими: экономичностью и нетоксичностью, эффективностью воздействия, возможностью использования в широком интервале температур, что значительно расширяет область их применения. К добавкам, вступающим в химическую реакцию с силикатами натрия и образующими тугоплавкие соединения, относится оксид цинка ZnO.

Предложено добавлять в состав жидкостекольных смесей насыщенный водный раствор хлорида цинка, получающийся в результате процесса очистки оцинкованных стальных отходов.

При нагревании водный раствор хлорида цинка гидролизуется, выделяя гидрооксид цинка $Zn(OH)_2$ [7]. При дальнейшем нагревании разложение гидроксида цинка в соответствии с уравнением реакции:

$$Zn(OH)_2 = ZnO + H_2O.$$

Образовавшийся оксид цинка ZnO при дальнейшем росте температуры вступает в химическую реакцию с силикатами натрия, образуя тугоплавкие соединения, что снижает общее количество жидкого стекла в смеси и соответственно прочность ее пленки, чем и обусловливает улучшение выбиваемости жидкостекольной смеси.

Применение хлорида цинка в качестве технологической добавки в состав суспензии при изготовлении оболочковых форм при литье по выплавляемым моделям. Для повышения прочности, термостойкости, газопроницаемости и снижения газотворной способности оболочковых форм при литье по выплавляемым моделям в составах суспензий широко применяют различные технологические добавки.

Добавку водного раствора хлорида цинка предложено использовать в качестве коллоидообразующей химической добавки. При нагревании (просушке оболочек) водный раствор хлорида цинка гидролизуется, образуя коллоидный гидрооксид цинка $Zn(OH)_2$ [7], который обеспечивает ускорение сушки суспензии на воздухе, повышает гидростойкость и прочность оболочек в горячей воде, приводит к релаксации напряжений при прокалке и заливке керамических форм. Это позволяет сократить по времени цикл формообразования оболочек, уменьшить брак оболочек при выплавке моделей в горячей воде, снизить брак оболочек и отливок при прокалке и заливке форм металлом, повысить качество и размерную точность отливок.

Повысить термостойкость этилсиликатных оболочек можно в результате применения в суспензиях технологических добавок, которые образуют в керамическом материале про-

слойки между частицами кремнезема, способствующие замедлению их кристаллизации при прокалке, и обеспечивают релаксацию напряжений при термических деформациях огнеупорного наполнителя. В качестве такого материала можно применять оксид цинка ZnO, образующийся из гидрооксида цинка в процессе прокаливания оболочек.

Заключение. Водный раствор хлорида цинка, образующийся в результате химической очистки оцинкованных стальных отходов, можно использовать в следующих литейных технологиях:

- в качестве катализатора отверждения для холоднотвердеющих смесей на основе карбамидных смол;
- в качестве технологической добавки в состав противопригарных покрытий объемных литейных форм;
- в качестве технологической добавки, обеспечивающей улучшенную выбиваемость в составе жидкостекольных смесей;
- в качестве технологической добавки в состав суспензии при изготовлении оболочковых форм при литье по выплавляемым моделям для улучшения качества форм и получаемых отливок.

Также хлорид цинка как продукт очистки оцинкованных стальных отходов находит применение в условиях собственных литейных цехов, не требуется его утилизация или отправка на специализированные предприятия для переработки по другим вариантам.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Утилизация** отходов производства: учеб. пособие / В.Д. Винокуров, А.В. Козлов, В.П. Ступников и др.; под ред. В.Д. Винокурова. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 60 с.
2. **Леушин И.О., Субботин А.Ю., Гейко М.А.** Использование оцинкованных стальных отходов при индукционной плавке // Литейные процессы. 2014. № 13. С. 20—25.
3. **Леушин И.О., Субботин А.Ю., Гейко М.А.** Переработка оцинкованных стальных отходов для использования их при выплавке чугуна в индукционных плавильных агрегатах // Литейщик России. 2015. № 6. С. 17—21.
4. **Вербецкий В.Н., Митрохин С.В.** Сплавы — абсорбенты водорода // Наукоемкие технологии. 2005. № 1. С. 16—23.
5. **Пат. 2599061 РФ, МПК^{51} C 23 F 1/30, C 23 B 19/30.** Способ удаления цинка с оцинкованной стали / И.О. Леушин, А.Ю. Субботин, М.А. Гейко; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО "Нижегородский гос. техн. ун-т им. Р.Е. Алексеева". № 2015116333/02; заявл. 29.04.2015; опубл. 10.10.2016, Бюл. № 28. 5 с.
6. **Кукуй Д.М., Андрианов Н.В.** Теория и технология литейного производства: формовочные материалы и смеси. Искусственная сушка горных пород: учеб. пособие. Мн.: БНТУ, 2005. 361 с.
7. **Гринвуд Н., Эрншо А.** Химия элементов. Т. 2. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2008. 666 с.

Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук;
Андрей Юрьевич Субботин, канд. хим. наук;
Михаил Алексеевич Гейко,
mices@bk.ru

УДК 621.791.14

П.А. Васильев, В.Н. Осанов, А.В. Евграфов, А.Г. Калинин, М.А. Шведов, О.В. Христофоров, В.С. Григорьев
(Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, г. Чебоксары)

Установка фрикционной сварки ERNEST

Описана установка фрикционной сварки, изготовленная на базе обрабатывающего центра СВКоZ 900×1400/7 производства фирмы VEB Mikromat Dresden, предназначенная для проведения опытных работ по технологии сварки трением с перемешиванием. Приведены конструктивные схемы ее основных узлов. Технические характеристики установки позволяют получать опытные образцы сварного шва из алюминиевого сплава АМг5 толщиной до 10 мм с длиной шва 1000 мм в продольном направлении и 500 мм в поперечном. В качестве примера приведены результаты сварки образцов соединений Д16Т—Д16Т и Д16Т—АМг5.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; станкостроение; алюминиевые сплавы; механические свойства; свариваемость; сварные узлы из алюминиевых сплавов.

Friction welding station, created on the basis of machine-tool SVKoZ 900×1400/7 produced by company VEB Mikromat Dresden is shown. It is created for experimental study on the technology of friction stir welding. The drawings and photos of the main units of the installation are presented. The station gives experiments of welded seam from aluminum alloy AlMg5 (5083) thickness up to 10 mm, length of the seam 1000 mm in the longitudinal direction and 500 mm in the transverse direction. As example, the results of welding of aluminium alloys samples D16T (2024) — D16T (2024) and D16T (2024) — AlMg5 (5083) are presented.

Keywords: friction stir welding; machine tools; aluminum alloys; mechanical properties; weldability; weldments from aluminum alloys.

Технология сварки трением с перемешиванием хорошо известна и широко применяется в транспортном машиностроении, прежде всего при производстве изделий из алюминиевых сплавов в судостроении и вагоностроении.

Преимуществами данного вида сварки перед другими видами являются значительное снижение трудоемкости при изготовлении крупногабаритных заготовок за счет выполнения сварки стыкового шва за один проход с повышенной скоростью и отсутствие коробления металла, а также отсутствие вредных условий производства: выделения аэрозолей и светового излучения. Воспроизводимое качество шва обеспечивается посредством автоматизации процесса и минимальным влиянием человеческого фактора.

В России процесс сварки трением с перемешиванием успешно применяют в ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" с 2010 г. при производстве полуприцепов-цистерн из алюминиевых сплавов [1, 2].

Известно [3, 4], что основные технологические параметры процесса сварки трением с перемешиванием (далее СТП) — это сила F, частота вращения инструмента n и скорость сварки v. Параметры F и n задают величину выделяемой тепловой энергии Q, параметр v вторичен и является функцией Q и характеристик свариваемых заготовок: толщины материала, его теплопроводности и теплопередачи на оснастку.

При оптимальном соотношении указанных величин можно получить сварной шов с физико-механическими свойствами, близкими к свойствам основного металла (например, для деформируемых алюминиевых сплавов). Значения параметров F, n и v различные для каждого вида сплава и толщины соединяемых деталей, их определяют опытным путем.

Технология СТП позволяет реализовывать нетрадиционные конструктивные решения при разработке новых изделий в машиностроении. В качестве примера можно привести разработку и освоение производства пассажирских железнодорожных вагонов компанией Hitachi со значительно сниженной себестоимостью изготовления и меньшими эксплуатационными затратами. Для успешной работы в этом направлении необходим, в том числе, экспериментальный материал по сварке разнородных материалов, а также по их соединению различными способами.

Рис. 1. Обрабатывающий центр CBKoZ 900×1400/7

В целях проведения опытных работ для поиска оптимальных технологических параметров процесса СТП различных комбинаций материалов сварных соединений, а также для исследования микроструктуры сварного шва и возможных дефектов сварки была спроектирована и изготовлена на базе обрабатывающего центра CBKoZ 900×1400/7 производства фирмы VEB Mikromat Dresden (рис. 1) установка ERNEST (далее установка фрикционной сварки [5]).

Портальная конструкция станка при значительных размерах стола и возможности перемещения инструмента в вертикальном направлении позволяет осуществлять сварку конструкций больших габаритных размеров.

В процессе изготовления установки были демонтированы коллекторные электродвигатели главного привода шпинделя и приводов подач, шпиндельный узел и гидравлическая система. На место прежнего шпиндельного узла станка установлена несущая плита *1* с установленными на ней рельсовыми направляющими *2* BGR45-L-1000-N с каретками *3* BGXH45BN-N-Z1 компании STAF (рис. 2).

Основные конструктивные элементы установки смонтированы на плитах *4* и *5* (см. рис. 2), перемещающиеся по рельсовым направляющим в вертикальном направлении — ось *Z* установки. На нижней плите *5* установлена пластина *6* с направляющими стержнями *7* и пружинами *8* и *9*. Сборочный узел стержень *7* — пружина *8* — пружина *9* представляет собой аналог динамометра, задающего вертикальную силу на рабочем инструменте в процессе сварки.

Деформация пружин *8* — сжатие происходит по схеме: пластина *10*, установленная на подвижной плите *4* — гайка *11* — силовой винт *12* с трапецеидальной резьбой Tr 40×7 — упор *13*. Деформация в вертикальном направлении пружин *8* пропорциональна силе на инструменте.

Верхние пружины *9* предназначены для компенсации в процессе внедрения инстру-

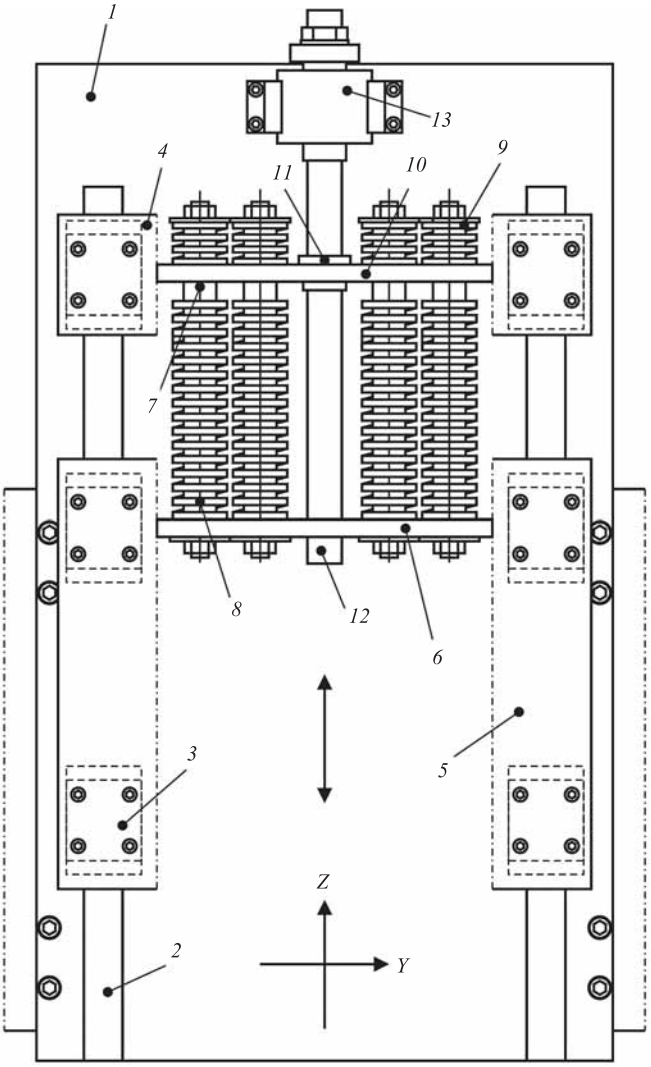


Рис. 2. Основные несущие элементы установки фрикционной сварки

мента в материал свариваемых заготовок веса нижней плиты *5* с установленными на ней шпиндельным узлом с инструментом и электродвигателем главного привода.

В качестве пружин *8* и *9* применены инструментальные пружины компании HENNLICH: CXF 63×254 (коэффициент жесткости пружины Rg = 263 Н/мм) и CM 63×89 (Rg = 260 Н/мм) соответственно.

Данное техническое решение обеспечивает задание контролируемой постоянной силы на инструменте в процессе сварки и в отличие от традиционного решения с гидроцилиндром упрощает конструкцию установки вследствие исключения гидравлической системы. При этом внедрение инструмента в начальный период сварки происходит в режиме пропорционального увеличения силы на нем. Скорость внедрения может изменяться в широком диапазоне. Общий вид данной конструкции показан на рис. 3.

На рис. 4 приведена конструкция поворотного узла установки фрикционной сварки. На основании *1* установлены боковые стенки *2* с ребрами жесткости *3*. Между стенками посредством дисков *4* закреплена плита *5*, на которую установлены электродвигатель привода вращения шпинделя и редуктор со шпинделем и рабочим инструментом.

Плита допускает вращение в плоскости *XZ* в пределах ±3°, что необходимо при проведении сварки по оси *X*. Основание *1* также допускает вращение в плоскости *YZ* в пределах ±3° при выполнении поперечных сварочных швов по оси *Y*.

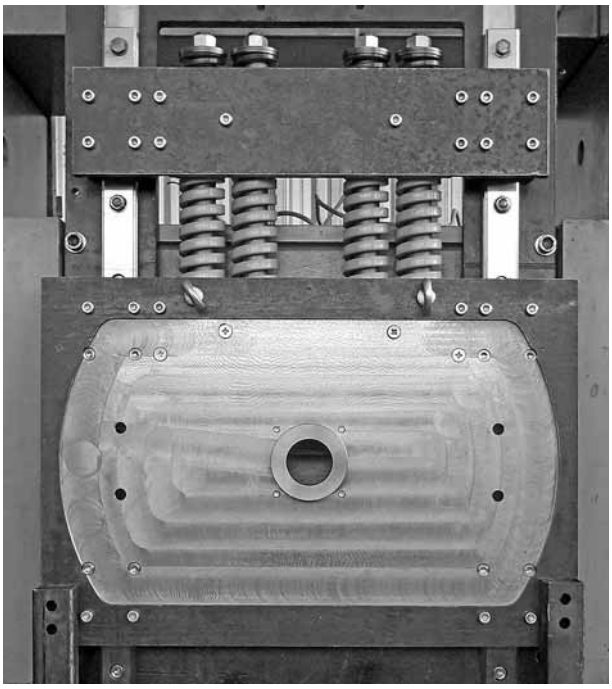


Рис. 3. Общий вид подвижных несущих плит с силовыми пружинами

В плите *5* (см. рис. 2) сделана выборка глубиной 10 мм и диаметром 650 мм, соответствующим внешнему диаметру поворотного узла, куда монтируется поворотный узел болтовым соединением через пазы *6*. Отверстие *7* — технологическое, для удобства монтажа. Данная схема обеспечивает фиксацию поворотного узла на плите *5* при наличии силовых нагрузок. Общий вид поворотного узла показан на рис. 5.

На рис. 6 представлен шпиндельный узел установки фрикционной сварки в сборе. Электро-

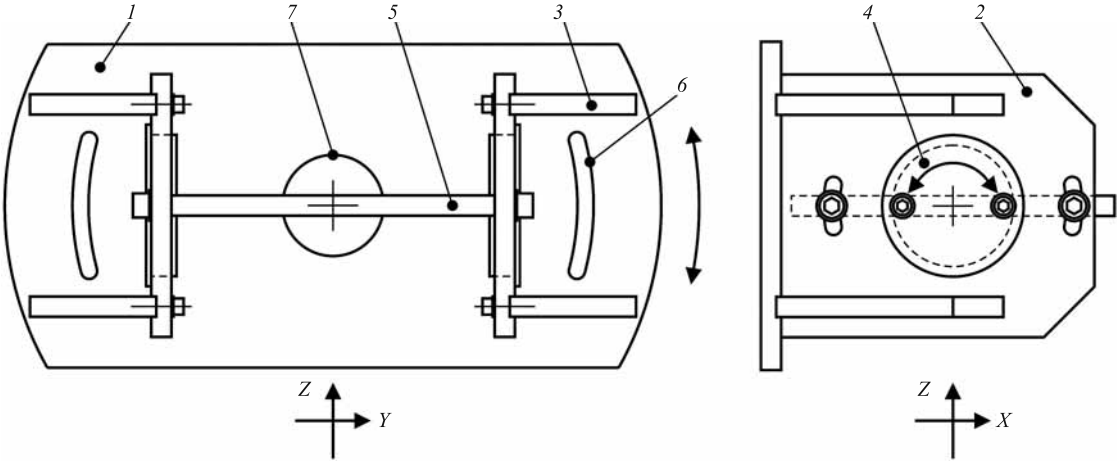


Рис. 4. Конструкция поворотного устройства шпиндельного узла

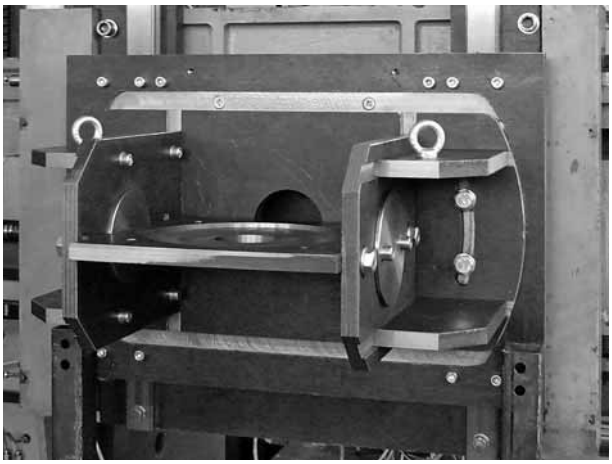


Рис. 5. Общий вид поворотного устройства

привод вращения шпинделя выполнен на основе асинхронного электродвигателя АДЧР132М4У3 мощностью 11 кВт со встроенными датчиком вращения, электрическим тормозом и внешним вентилятором (ООО "КЕВ-РУС"). Выходной вал электродвигателя непосредственно соединяется с редуктором FRD 42/B3 (ЗАО "НТЦ Приводная Техника") с передаточным

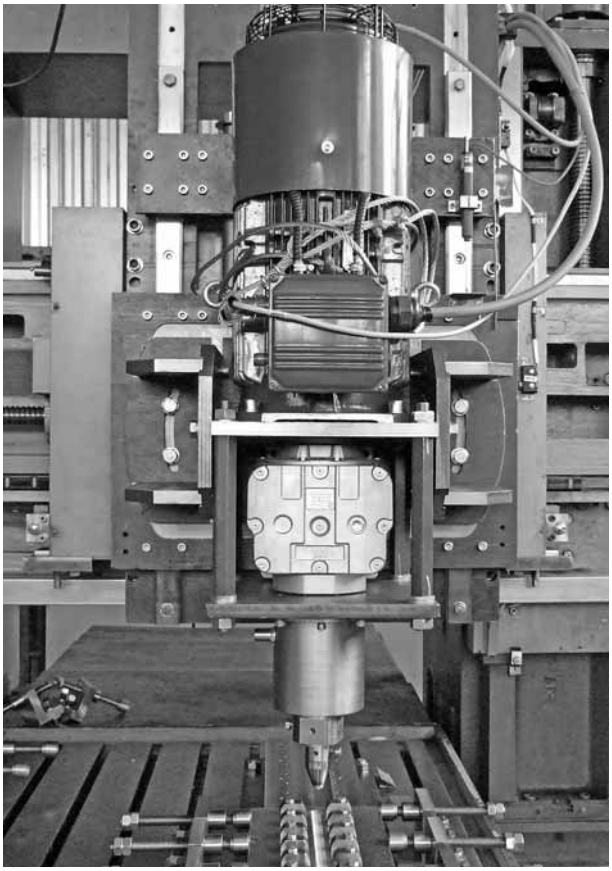


Рис. 6. Общий вид шпиндельного узла

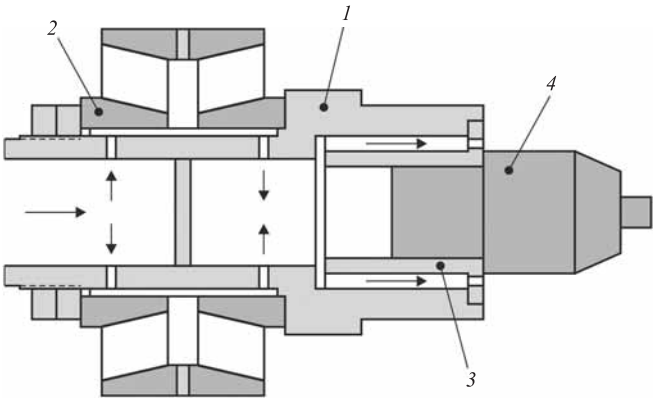


Рис. 7. Схема воздушного охлаждения шпинделя

числом i = 2,5. Далее следуют шпиндель с рабочим инструментом.

Важным элементом конструкции типового станка сварки трением с перемешиванием является система охлаждения инструмента, как правило, циркуляцией охлаждающей жидкости. Ввиду ограниченной длины сварного шва применено принудительное воздушное охлаждение (рис. 7). Воздух от насоса SB.40 компании MSH Techno поступает во внутреннюю полость шпинделя *1* и следует по сопрягаемым поверхностям шпиндель—подшипниковый узел *2* и шпиндель—держатель инструмента *3*. Инструмент *4*, изготовленный из быстрорежущей стали, обдувается воздухом, выходящим из отверстий на наружной поверхности держателя. На рис. 8 приведена конструкция шпинделя.

На рис. 9 показан общий вид установки фрикционной сварки ERNEST. Электроприводы силовых винтов, перемещающих траверсу станка в вертикальном направлении, выполнены на основе шаговых электродвигателей FL110STH201-8004B ("НПФ Электропривод"), что автоматически решает проблему синхронизации их вращения.

Электродвигатели соединяются с силовыми винтами через редукторы SRD 12/B5

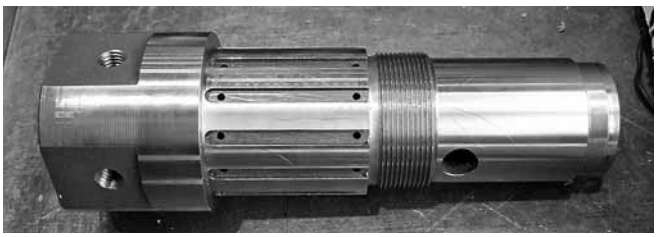


Рис. 8. Шпиндель установки фрикционной сварки

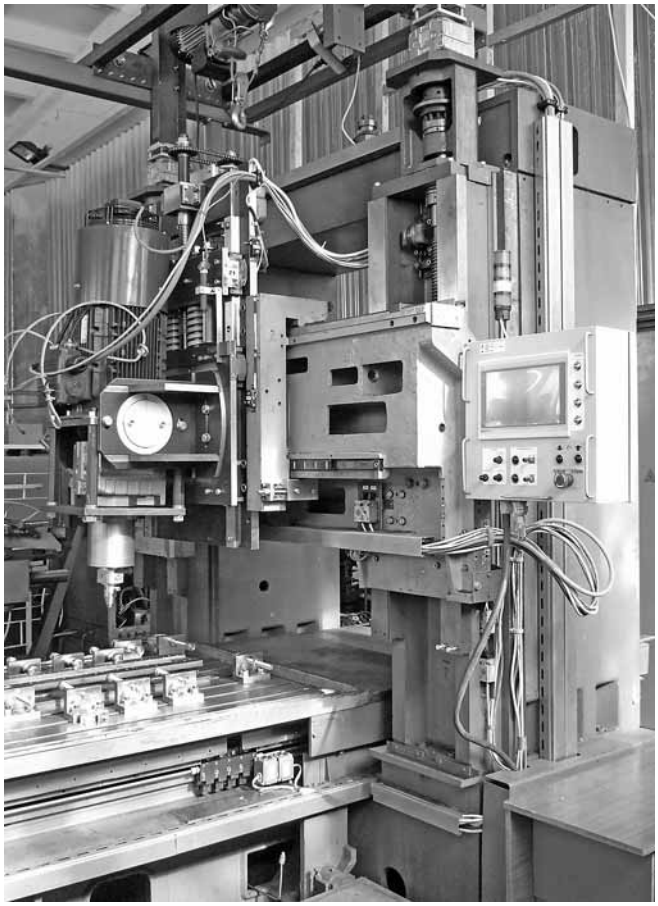


Рис. 9. Общий вид установки фрикционной сварки ERNEST

(ЗАО "НТЦ Приводная Техника") с передаточным числом i = 10. Электропривод подач стола выполнен на основе асинхронного электродвигателя АДЧР80В4У3 мощностью 1,5 кВт со встроенными датчиком вращения, электрическим тормозом и внешним вентилятором (ООО "КЕВ-РУС"). Передача вращающего момента осуществляется через червячные редукторы SRT 85 (ЗАО "НТЦ Приводная Техника") с передаточным числом i = 20. Электропривод вращения силового винта подачи шпинделя выполнен на основе типового асинхронного двигателя мощностью 1,5 кВт с редуктором FRD 32/B5 (ЗАО "НТЦ Приводная Техника") с передаточным числом i = 31.

Все приводы станка построены на преобразователях частоты "Веспер". Приводы координат X, Y и шпинделя выполнены по замкнутой системе регулирования скорости с обратной связью по датчику положения ротора. Привод координаты Z построен по разомкнутой схеме регулирования. Терминал управления содержит аппараты ручного управления приводами для задания направления перемещения и потенциометрами задания скоростей перемещений.

Система управления процессом сварки построена на базе двух серийных свободно программируемых логических контроллеров компании "ОВЕН". Алгоритм управления реализован на языках МЭК 61131-3. Система управления содержит контроллер переменных процесса сварки ПЛК 160, установленный в шкафу управления, и панельный контроллер оператора СПК 110, установленный на терминале управления.

Функции контроллера процесса сварки:

- опрос потенциометрического датчика силы, расположенного в узле деформации пружин, преобразование измерения в единицы кгс, запись значений во встроенную энергонезависимую память и передача по интерфейсу в панель оператора;
- логические операции управления приводами для блокировки недопустимых перемещений и реализации алгоритма аварийного останова приводов с записью значений во встроенную память;
- формирование аналоговых сигналов задания частот вращения для приводов координат;
- опрос аналоговых сигналов приводов, соотнесенных с фактической частотой вращения, и приведение их в единицы измерения скоростей перемещений по координатам и частоты вращения шпинделя, передача измеренных значений по интерфейсу на контроллер терминала управления;
- формирование звуковой и световой сигнализации на пульте управления и в шкафу управления.

Функции контроллера терминала управления:

- сбор данных с контроллера процесса сварки, приведение единиц измерения для отображения на экране технолога;
- запись переменных процесса сварки на внешний USB-носитель в формате Excel-таблицы для ведения архивов, их последующей обработки и формирования статистики;
- отображение диагностической информации о ходе процесса сварки и индикация событий.

1. Технические характеристики установки фрикционной сварки ERNEST

Характеристика	Значение
Диапазон толщин свариваемых встык плоских образцов сплава типа АМг5, мм	2...10
Максимальная длина сварного шва по оси *X*, мм	1000
Рабочий ход инструмента, мм: по оси *Y* по оси *Z*	 500 600
Максимальные размеры (длина × ширина) рабочего пространства стола, мм	1000×500
Скорость сварки, мм/с	1...15
Частота вращения инструмента, об/мин	100...1000
Сила на инструменте, кН (кгс)	5...35 (500...3500)
Угол наклона инструмента, °	0...3
Максимальная потребляемая мощность, кВт	15

2. Режимы сварки опытных образцов

Образец	Частота вращения *n*, об/мин	Сила *F*, кН (кгс)	Скорость сварки v, мм/с
Д16Т—Д16Т	700	17,20 (1720)	2,5
Д16Т—АМг5	700	18,60 (1860)	2,5

3. Результаты испытаний опытных образцов Д16Т—Д16Т/Д16Т—АМг5 на статическое растяжение

Номер образца	Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа
1	417/322
2	404/330
3	418/322
4	417/318
5	391/320

Технические характеристики установки фрикционной сварки ERNEST приведены в табл. 1.

В настоящее время проводятся опытные работы по отработке технологии сварки соединений разноименных алюминиевых сплавов, а также по сварке переходных пластин алюминий—медь, востребованных в электротехнической промышленности. В [6] приведены данные о предпочтительном применении технологии СТП при сварке разноименных алюминиевых сплавов.

Получены опытные образцы соединений пластин из алюминиевых сплавов Д16Т—Д16Т и Д16Т-АМг5 толщиной 5 мм. Известно [7], что процессу СТП заготовок из сплава Д16Т препятствует поверхностный плакированный слой — в сварном шве материал плакировки локализуется в области корня шва на границе зон термомеханического и термического влияния и значительно снижает прочностные свойства сварного соединения. Для устранения данного дефекта сварку образцов проводили инструментом с высотой буравчика 3 мм поочередно с каждой стороны.

В табл. 2 приведены режимы сварки, в табл. 3 — результаты испытаний полученных образцов на статическое растяжение. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности применения технологии СТП при изготовлении сварных конструкций из широко применяемого термоупрочняемого сплава Д16, а также из разноименных алюминиевых сплавов Д16Т и АМг5.

Разрушение всех исследованных образцов при растяжении происходило по границе сварного шва с основным металлом. На рис. 10 показана макроструктура поперечного сечения сварного шва соединения Д16Т—АМг5.

Таким образом, на основе обрабатывающего центра CBKoZ 900×1400/7 фирмы VEB Mikromat Dresden была изготовлена при минимальной затрате средств установка фрикционной сварки, позволяющая выполнять по технологии СТП сварные швы по оси *X* до

Рис. 10. Поперечное сечение сварного соединения Д16Т—АМг5. Толщина образца 5 мм

1000 мм и по оси *Y* до 500 мм. При этом высота свариваемой конструкции может достигать 600 мм.

Сварку осуществляют в режиме поддержания постоянной вертикальной силы на инструменте до 35 кН (3500 кгс) с индикацией и архивированием основных технологических параметров. Эксплуатация установки позволит выполнять опытные технологические работы для успешного внедрения СТП в машиностроительном производстве.

Авторы статьи выражают искреннюю благодарность сотрудникам машиностроительного факультета и служб Чувашского государственного университета за оказанную помощь при проведении работ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технология** сварки трением с перемешиванием в производстве алюминиевых полуприцепов / В.А. Бакшаев, П.А. Васильев, Л.К. Гордон, Ю.А. Тодин, С.В. Васильев // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 12. С. 13—17.

2. **Бакшаев В.А., Васильев П.А.** Сварка трением с перемешиванием в производстве крупногабаритных изделий из алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 2014. № 1. С. 75—80.

3. **Friction** Stir Welding and Processing. Rajiv S. Mishra and Murray W. Mahoney editors. ASM International. 2007. 360 p.

4. **Chien C-H., Lin W-B., Chen T.** Optimal FSW process parameters for aluminum alloys AA5083 // Journal of the Chinest Institute of Engineers. 2011. Vol. 34. No. 1. P. 99—105.

5. **Фрикционная** сварка листовых конструкций из алюминиевых сплавов 1201 и АМг6 / М.М. Штрикман, В.А. Половцев, Г.В. Шило, Н.В. Макаров, А.А. Сабанцев // Сварочное производство. 2004. № 4. С. 41—47.

6. **Овчинников В.В., Дриц А.М.** Свойства соединений листов алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 10. С. 7—15.

7. **Формирование** дефекта сварного шва на плакированном алюминием сплаве Д16Т (2024) / С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, А.Н. Иванов // Фундаментальные исследования. 2015. № 2. С. 5377—5381.

Петр Анатольевич Васильев;
Владимир Николаевич Осанов;
Александр Владимирович Евграфов;
Алексей Германович Калинин, канд. техн. наук;
Михаил Афанасьевич Шведов, канд. техн. наук;
Олег Владимирович Христофоров;
Владимир Станиславович Григорьев,
svarkacheb@yandex.ru

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.73

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

Исследование напряженно-деформированного состояния при навивке пружин под воздействием комбинированного нагружения

Приведены результаты исследования напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при навивке пружин под воздействием комбинированного нагружения с помощью методов теории малых упругопластических деформаций с использованием кинематических гипотез о прямых радиусах и плоских сечениях для идеального жесткопластического тела.

Ключевые слова: навивка пружин; напряженно-деформированное состояние; комбинированное нагружение.

The results of research of strain-stress state in deformation zone during springs coiling by combination loading by means of methods of small elastic and plastic deformations theory using kinematic hypotheses of straight radiuses and flat sections for ideal rigid-plastic body are presented.

Keywords: springs coiling; strain-stress state; combination loading.

В процессе формообразования пружин, особенно при навивке по схеме изгиб—сжатие, т.е. при безоправочной навивке на автоматах, проволока, превращаясь в витую спираль, испытывает деформацию от изгиба $\varepsilon_и$, кручения $\gamma_к$, осевого сжатия $\varepsilon_о$ и сдвига γ_Q.

При этом в поперечном сечении в зоне пластических деформаций действуют четыре внутренних силовых фактора: изгибающий момент $M_и^{пски}$, крутящий момент $M_к^{пски}$, осевая сила $N^{пски}$ и перерезывающая сила $Q^{пски}$, где ПСКИ — совместное действие перерезывающей силы, сжатия, кручения и изгиба. Эти внутренние силовые факторы должны быть уравновешены внешними силовыми факторами (активными и реактивными силами), поддерживающими процесс навивки.

В зоне действия всех четырех силовых факторов при безоправочной навивке образуется пластический шарнир, так как деформации значительны, а относительный модуль упрочнения пружинной проволоки сравнительно мал. Если знать соотношения силовых факторов в пластическом шарнире, то можно определить все внешние активные и реактивные силовые факторы навивки.

На рис. 1 представлены все возможные сочетания совместного действия силовых факторов. Звездочками отмечены ранее

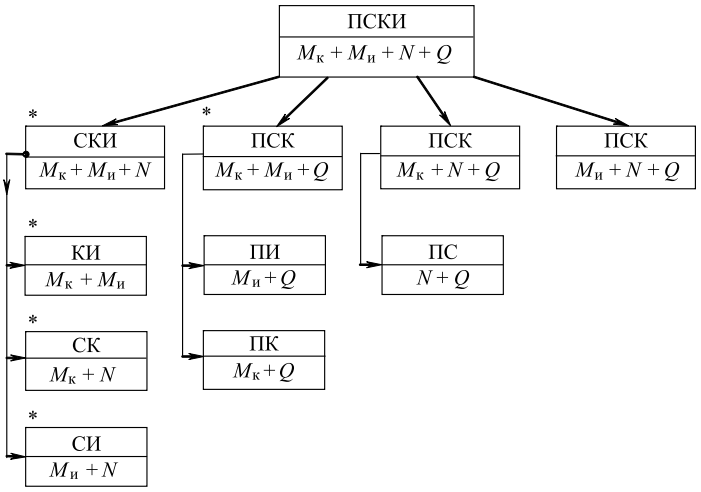


Рис. 1. Варианты сочетаний действия силовых факторов при комбинированной нагрузке:

П — перерезывающая сила; С — сжимающая или растягивающая сила; К — кручение; И — изгиб; * — ранее известные частные решения

известные частные решения: сжатие и изгиб (Шнейдерович Р.М. Прочность при статическом и повторно-статическом нагружении. М.: Машиностроение, 1968. 343 с.; Пономарев С.Д. и др. Расчеты на прочность в машиностроении / под общ. ред. С.Д. Пономарева. В 3 т. М.: Машгиз, 1956. Т. 1. 974 с.); сжатие и кручение (Ржаницин А.Р. Расчет сооружений с учетом пластических свойств материалов. М.: ГЛСА, 1954. 268 с.); кручение + изгиб (Шнейдерович Р.М. Прочность при статическом и повторно-статическом нагружении. М.: Машиностроение, 1968. 343 с.; Заседателев С.М. О навивке пружин с межвитковым давлением // Расчеты упругих элементов машин и приборов: тр. МВТУ. 1952. № 16. С. 90—95); сжатие + кручение + изгиб [1]; кручение + изгиб + перерезывающая сила [2, 3].

Решения остальных частных задач при двух- и трехфакторном нагружении в известной литературе отсутствуют. Также не решена задача в общей постановке при четырехфакторном нагружении (рис. 2).

При действии в сечении осевых σ_z и касательных $\tau_{z\varphi}$ напряжений представим главные напряжения в виде:

$$\sigma_{1,3} = \frac{1}{2}\left(\sigma_z \pm \sqrt{\sigma_z^2 + 4\tau_{z\varphi}^2}\right); \ \sigma_2 = 0,$$

т.е. имеет место плоское напряженное состояние.

Используя кинематические гипотезы о прямых радиусах и плоских сечениях, запишем в относительных параметрах:

$$\left.\begin{aligned} \bar{\varepsilon}_\Sigma &= \bar{\varepsilon}_0 + \bar{\varepsilon}_и = \bar{\varepsilon}_0 + \bar{\varepsilon}_и^{max}\bar{y} = \bar{\varepsilon}_0 + \bar{\varepsilon}_и^{max}\rho\sin\gamma, \\ \bar{\gamma}_к &= \bar{\gamma}_к^{max}\rho = \bar{\gamma}_к^{max}\sqrt{\bar{x}^2 + \bar{y}^2}, \\ \gamma_Q &= \bar{\gamma}_Q^{max}\left(1 - \bar{y}^2\right) = \bar{\gamma}_Q^{max}\left(1 - \bar{\rho}^2\sin^2\varphi\right), \end{aligned}\right\} \quad (1)$$

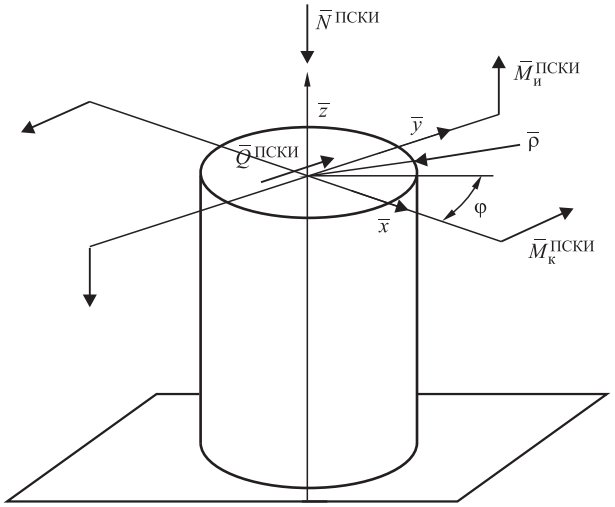


Рис. 2. Схема приложения сил при четырехфакторном нагружении:

$\bar{\rho}$ — относительный радиус; φ — угол поворота сечения

где $\bar{\varepsilon}_0, \bar{\varepsilon}_и, \bar{\gamma}_к$ и $\bar{\gamma}_Q$ — относительные деформации сжатия, изгиба, кручения и сдвига по отношению к максимальным упругим деформациям растяжения и сдвига ε_s и γ_s;

$\bar{\rho} = \rho/r = \sqrt{\bar{x}^2 + \bar{y}^2}$ — относительный радиус; r — радиус сечения;

$\bar{\varepsilon}_и^{max}, \gamma_к^{max}, \bar{\gamma}_Q^{max}$ — максимальные относительные деформации от изгиба, кручения на поверхности сечения и от перерезывающей силы согласно формуле Журавского соответственно.

Используя условие пластичности Губера—Мизеса в относительных параметрах $\bar{\sigma}^2 + \bar{\tau}^2 = 1$, и учитывая, что $\bar{E}' = \bar{G}'$, после преобразований получаем распределение нормальных и касательных напряжений по сечению:

$$\left.\begin{aligned} \bar{\sigma} &= \frac{\alpha + \bar{\rho}\sin\varphi}{\sqrt{\left(\alpha + \bar{\rho}\sin\varphi\right)^2 + \left(\beta\bar{\rho}\sin\varphi\right)^2 + \left[\beta\bar{\rho}\cos\varphi + \delta\left(1 - \bar{\rho}^2\sin^2\varphi\right)\right]^2}}, \\ \bar{\tau}_x &= \frac{\beta\bar{\rho}\sin\varphi}{\sqrt{\left(\alpha + \bar{\rho}\sin\varphi\right)^2 + \left(\beta\bar{\rho}\sin\varphi\right)^2 + \left[\beta\bar{\rho}\cos\varphi + \delta\left(1 - \bar{\rho}^2\sin^2\varphi\right)\right]^2}}, \\ \bar{\tau}_y &= \frac{\beta\bar{\rho}\cos\varphi + \delta\left(1 - \bar{\rho}^2\sin^2\varphi\right)}{\sqrt{\left(\alpha + \bar{\rho}\sin\varphi\right)^2 + \left(\beta\bar{\rho}\sin\rho\right)^2 + \left[\beta\bar{\rho}\cos\varphi + \delta\left(1 - \bar{\rho}^2\sin^2\varphi\right)\right]^2}}, \end{aligned}\right\} \quad (2)$$

где $\bar{\sigma} = \sigma/\sigma_s$, $\bar{\tau} = \tau/\tau_s = \bar{\tau}_{\varphi z} = \sqrt{\bar{\tau}_{xz}^2 + \bar{\tau}_{yz}^2}$ — относительные осевые и касательные напряжения в декартовых и цилиндрических координатах соответственно; σ_s, τ_s — пределы текучести;

$\overline{E}' = E'/E$, $\overline{G}' = G'/G$ — относительные модули пластичности (секущие модули); E, G — модули упругости;

$\alpha = \dfrac{\overline{\varepsilon}_0}{\overline{\varepsilon}_и^{max}}$; $\beta = \dfrac{\overline{\gamma}_к^{max}}{\overline{\varepsilon}_и^{max}}$; $\delta = \dfrac{\overline{\gamma}_Q^{max}}{\overline{\varepsilon}_и^{max}}$ — параметры нагружения.

Таким образом, решена прямая задача — получено распределение напряжений по сечению круглого стержня в момент потери несущей способности при различных сочетаниях параметров комбинированного нагружения α, β и δ, однако силовые факторы еще не определены.

Известно, что полная потеря несущей способности происходит при очень больших деформациях, когда упругое ядро сечения теоретически превращается в точку и по всему сечению действуют напряжения, соответствующие условию пластичности. Представляет интерес уточнить размеры и форму упругого ядра сечения в диапазоне деформаций, соответствующих навивке пружин, и определить долю его влияния на точность расчета силовых параметров при комбинированном нагружении.

Для этого подставим в условие пластичности физические уравнения

$$\left.\begin{aligned} \overline{\sigma} &= \overline{E}'\left(\varepsilon_0 + \overline{\varepsilon}_и^{max}\overline{y}\right), \\ \overline{\tau}_x &= \overline{G}'\overline{\gamma}_к^{max}\overline{y}, \\ \overline{t}_y &= \overline{G}'\left[\overline{\gamma}_к^{max}\overline{x} + \overline{\gamma}_Q^{max}\left(1-\overline{y}^2\right)\right]. \end{aligned}\right\} \quad (3)$$

Учитывая, что на границе упругой и пластической областей $\overline{E}' = \overline{G}' = 1$, после преобразований получаем уравнение этой границы:

$$\left(\alpha + \overline{y}\right)^2 + \left[\beta\overline{x} + \delta\left(1-\overline{y}^2\right)\right]^2 + \left(\beta\overline{y}\right)^2 = \frac{1}{\left(\overline{\varepsilon}_и^{max}\right)^2}. \quad (4)$$

В общем случае это уравнение четвертого порядка относительно $\overline{y}$. Геометрически оно представляет замкнутую кривую, которая при некотором соотношении параметров нагружения по форме похожа на эллипсоид.

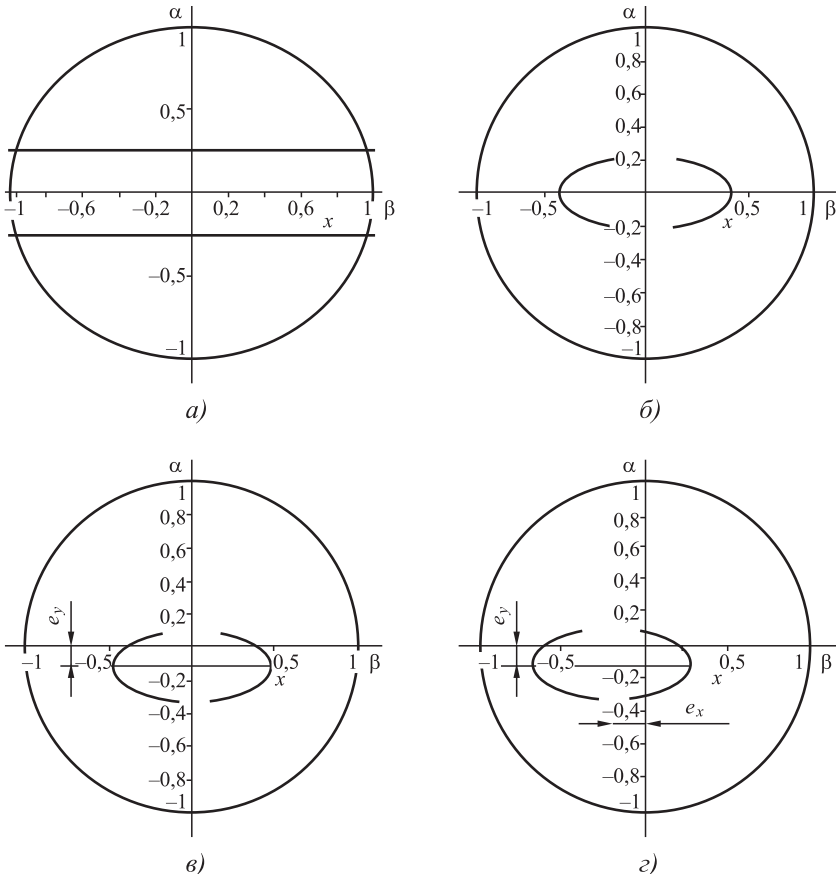


Рис. 3. Эволюция контура упругой части сечения:

а — α = 0; β = 0; δ = 0; $\overline{\varepsilon}_и^{max}$ = 4; *б* — α = 0; β = 0,5; δ = 0; $\overline{\varepsilon}_и^{max}$ = 4; *в* — α = 0,15; β = 0,5; δ = 0; $\overline{\varepsilon}_и^{max}$ = 4; *г* — α = 0,15; β = 0,5; δ = 0,1; $\overline{\varepsilon}_и^{max}$ = 4

Анализ эволюции упругого ядра сечения с помощью пакета символьных программ вычислений MAPLE V представлен на рис. 3.

При нагружении только изгибающим моментом упругая часть сечения ограничена двумя прямыми линиями (см. рис. 3, *а*). Если при этом добавить крутящий момент, то упругая часть сечения превращается в эллипс (см. рис. 3, *б*). Если изгиб и кручение проводятся совместно с растяжением или сжатием, то эллипс смещается из центра по оси y на величину e_y (см. рис. 3, *в*). Если еще добавить перерезывающую силу, то эллипс, превращаясь в замкнутую кривую второго порядка, смещается по оси x на величину e_x (см. рис. 3, *г*).

Анализ реальных размеров упругой части сечения и учета его влияния на расчет силовых параметров при навивке стандартных пружин показал, что упругой областью можно пренебречь. При этом погрешность расчета силовых факторов незначительна. Например,

при определении изгибающего момента она не превысит 1,04 %, а при расчете крутящего момента — 1,9 %. Это также свидетельствует о том, что пластический шарнир в очаге формообразования витка пружины близок к теоретическому, так как модуль упрочнения для высокопрочной и пружинной проволоки очень мал.

Изложенное выше позволяет сделать вывод о правомерности дальнейшего решения задачи как для идеального жесткопластического тела:

$$\left.\begin{aligned}
M_{\text{и}}^{\text{ПСКИ}} &= \int_F \sigma y dF;\\
\bar{M}_{\text{и}}^{\text{ПСКИ}} &= \frac{3}{4}\int_0^1\int_0^{2\pi} \bar{\sigma}\bar{\rho}^2 \sin\varphi d\bar{\rho} d\varphi,\\
M_{\text{к}}^{\text{ПСКИ}} &= \int_F \tau_\rho \rho dF;\\
\bar{M}_{\text{к}}^{\text{ПСКИ}} &= \frac{3}{2\pi}\int_0^1\int_0^{2\pi} \left(\bar{t}_y \cos\varphi + \bar{\tau}_x \sin\varphi\right)\bar{\rho}^2 d\bar{\rho} d\varphi,\\
N^{\text{ПСКИ}} &= \int_F \sigma dF;\\
\bar{N}^{\text{ПСКИ}} &= \frac{1}{\pi}\int_0^1\int_0^{2\pi} \bar{\sigma}\bar{\rho} d\bar{\rho} d\varphi,\\
Q^{\text{ПСКИ}} &= \int_F \bar{\tau}_y dF;\ \bar{Q}^{\text{ПСКИ}} = \frac{1}{\pi}\int_0^1\int_0^{2\pi} \bar{\tau}_y \bar{\rho} d\bar{\rho} d\varphi,
\end{aligned}\right\} \quad (5)$$

где относительные силовые параметры:

$$\bar{M}_{\text{и}}^{\text{ПСКИ}} = M_{\text{и}}^{\text{ПСКИ}} \big/ M_{\text{и}}^*;$$

$$\bar{M}_{\text{к}}^{\text{ПСКТ}} = M_{\text{к}}^{\text{ПСКИ}} \big/ M_{\text{к}}^*;\ \bar{N}^{\text{ПСКИ}} = N^{\text{ПСКИ}} \big/ N^*;$$

$$\bar{Q}^{\text{ПСКИ}} = Q^{\text{ПСКИ}} \big/ Q^*,$$

где $M_{\text{и}}^*, M_{\text{к}}^*, N^*, Q^*$ — предельные силовые факторы для круглого стержня диаметром d:

$$M_{\text{и}}^* = \frac{d^3}{6}\sigma_s;\ M_{\text{к}}^* = \frac{\pi d^3}{12}\tau_s;$$

$$N^* = \frac{\pi d^2}{4}\sigma_s;\ Q^* = \frac{\pi d^2}{4}\tau_s;$$

F — площадь поперечного сечения стержня;

$\bar{\tau}_\rho = \bar{\tau}_y \cos\varphi + \bar{\tau}_x \sin\varphi$ — проекция суммарного касательного напряжения на направление, перпендикулярное радиусу.

Аналитическое интегрирование уравнений (5) с учетом сложных функций распределения напряжений по сечению (2) затруднено. В работах Р.М. Шнейдеровича, С.М. Заседателева, С.Д. Пономарева получены формулы частного решения изгиб + кручение. Эти формулы выражены через эллиптические интегралы I и II рода в канонической форме.

В работе [1] при трехфакторной нагрузке для рационализации вычисления двумерные интегралы аналитически сведены к одномерным. При интегрировании по углу они выражены через эллиптические интегралы I, II и III рода, а при интегрировании по радиусу — через гиперболические функции. Оба варианта сложны и не освобождают от последующего численного интегрирования одномерных интегралов.

Поэтому в данной работе численное интегрирование двумерных интегралов (5) выполнено с помощью программы, написанной на языке DELPHI 3. Программа вычисляет параметры α, β и δ для фиксированных значений одного из силовых факторов нагружения $\bar{M}_{\text{и}}$, $\bar{M}_{\text{к}}$, $\bar{N}$ или $\bar{Q}$.

Графическое изображение результатов осуществляется пакетом символьных вычислений MAPPLE V. Двойные интегралы определяются по формуле прямоугольников с элементарными площадями $d\varphi d\bar{\rho}$, где параметр $d\bar{\rho}$ задается пользователем, а $d\varphi$ вычисляется автоматически из условия равенства элементарных площадей.

В программе задано количество соотношений параметров нагружения α, β и δ 338×338 = = 114 244 попарно 3 раза. Выборочные значения точек предельной поверхности нагру-

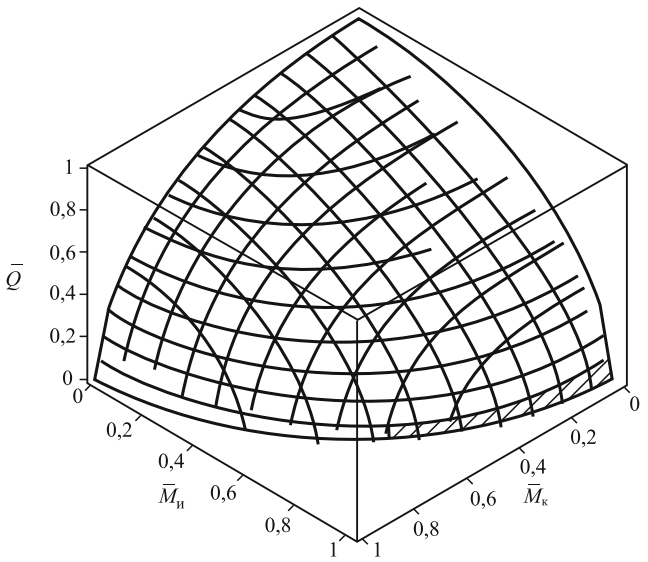


Рис. 4. Поверхность предельного нагружения при действии трех силовых факторов

Отклонения Δr, %, предельной поверхности нагружения в четырехмерном пространстве от условной сферы радиусом r

$\bar{M}_и + \bar{M}_к$	$\bar{M}_к + \bar{N}$	$\bar{M}_к + \bar{Q}$	$\bar{M}_и + \bar{N}$	$\bar{M}_и + \bar{Q}$	$\bar{N} + \bar{Q}$
+3,6	+1,8	−8,9	−11,9	+6	−7

жения в четырехмерном пространстве приведены в таблице, а варианты графического изображения предельных поверхностей и линий для частных случаев нагружения — на рис. 4 и 5.

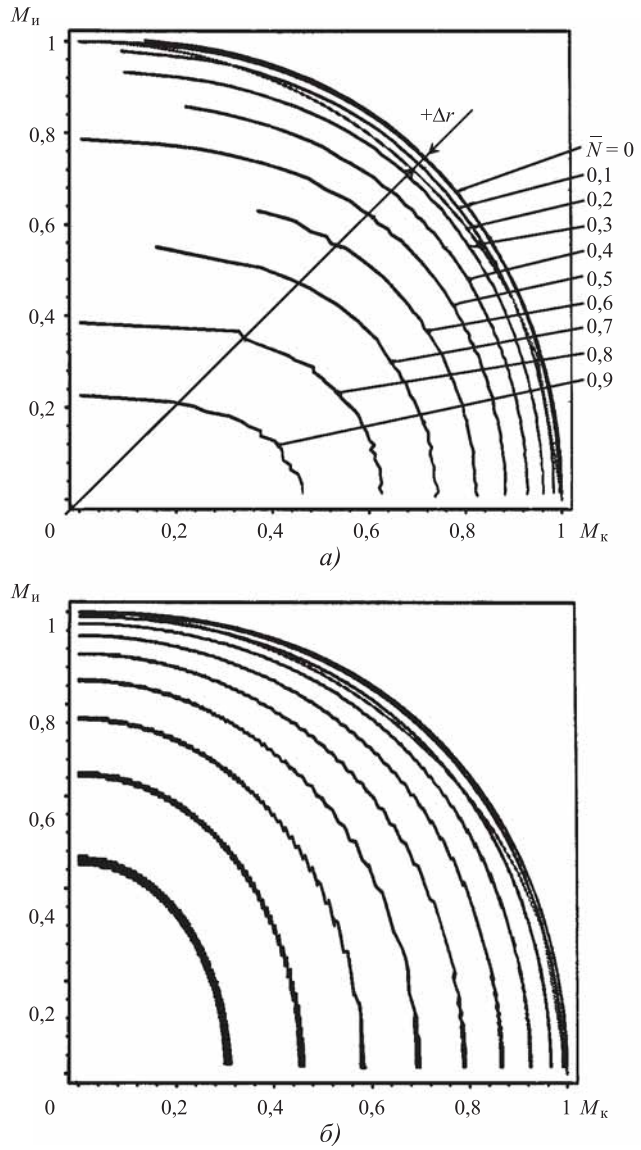


Рис. 5. Следы сечения предельных поверхностей нагружения плоскостями $\bar{N}$ = const (*а*) и $\bar{Q}$ = const (*б*), Δr = +3,6 %

Максимальные отклонения Δr предельной поверхности нагружения в четырехмерном пространстве от условной сферы радиусом r составляют +6 и −11,9 % для плоскостей $\bar{M}_и + \bar{Q}$ и $\bar{M}_и + \bar{N}$ соответственно (см. таблицу).

Если для оценочных ориентировочных расчетов принять поверхность нагружения в виде условной сферы в четырехмерном пространстве, то соотношение силовых параметров предельного нагружения можно принять в соответствии с формулой

$$\sqrt{\bar{M}_и^2 + \bar{M}_к^2 + \bar{N}^2 + \bar{Q}^2} = 1.$$

Участок поверхности, ограниченный на рис. 4 штриховыми линиями, соответствует параметрам нагружения, реализуемым при навивке стандартных пружин. Примерно такое влияние оказывает и осевая сила. С увеличением кривизны витка $c = D/d_п < 5$ (где D, $d_п$ — диаметры витка и проволоки) влияние осевой и перерезывающей сил существенно возрастает и его следует учитывать при технологических расчетах.

Аналитическое выделение частных решений несложно получить, полагая в формулах и уравнении (2) и (4) последовательно и попарно $\alpha = 0$; $\beta = 0$ или $\delta = 0$. Несовпадение графических решений по сравнению с частными случаями незначительно. Например, по плоскости $\bar{M}_и + \bar{N}$ в настоящей работе Δr = —11,9 %, а в работе [1] Δr = —12 %.

Выводы

1. Решены прямая и обратная задачи предельного нагружения круглого стержня в общей постановке, т.е. с учетом всех четырех возможных силовых факторов: изгибающего и крутящего моментов, осевой и перерезывающей сил. Предельная поверхность нагружения в четырехмерном пространстве близка

к условной сфере и отличается от нее от +6 до −11,9 % по разным направлениям.

2. Выделенные частные решения с меньшим числом силовых факторов нагружения практически совпали с решениями частных задач других авторов.

3. Определен диапазон реализуемых параметров нагружения при навивке пружин. Учет влияния перерезывающей и осевой сил при технологических расчетах целесообразен только при навивке нестандартных пружин со значительной кривизной витка.

4. Полученные результаты также можно использовать при расчете круглого стержня на несущую способность при комбинированном нагружении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

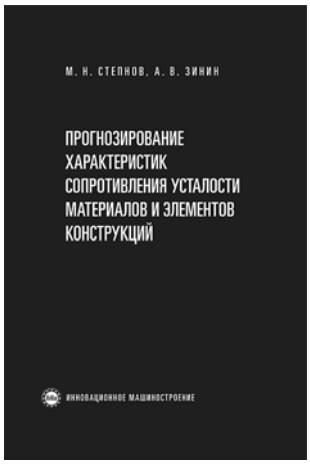
1. **Белков Е.Г.** Исследование напряженно-деформированного состояния при формообразовании винтовых цилиндрических пружин с витком круглого сечения // Известия вузов. Машиностроение. 1988. С. 31—36.

2. **Несущая** способность стержня под воздействием крутящего, изгибающего моментов и перерезывающей силы / Е.Г. Белков, В.В. Кривощапов, С.М. Вершигора, М.В. Кривощапов // Машины и технология обработки материалов давлением: сб. науч. тр. Челябинск: Изв. ЮУрГУ, 1999. С. 218—223.

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

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

ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



Степнов М.Н., Зинин А.В.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

М.: Инновационное машиностроение, 2016. 392 с.

Цена 1000 руб.

Монография содержит систематическое изложение существующих расчетных методов оценки характеристик сопротивления усталости традиционных конструкционных и новых композитных материалов на основе полимерной матрицы, а также методов расчета выносливости типовых элементов высоконагруженных конструкций.

Методология расчетных методов определения характеристик выносливости основана на использовании статистических данных о характеристиках механических свойств материалов при кратковременном нагружении и экспериментально обоснованных моделей учета влияния различных факторов на несущую способность конструкций при циклическом нагружении. Показано, что применение предлагаемых расчетных методов обеспечивает достаточно высокую точность оценки характеристик сопротивления усталости, не уступающую показателям точности экспериментальных исследований. Особое внимание уделено вопросам возможности оценки характеристик усталости полимерных композитных материалов в зависимости от их структурных параметров и особенностей механического поведения и механизмов усталостного разрушения.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторских и технологических бюро, лабораторий механических испытаний, научных сотрудников, аспирантов и студентов механических специальностей.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.983.06

М.Ф. Томилов *(Воронежский филиал МИИТ),*
Ф.Х. Томилов *(Воронежский государственный технический университет)*

Построение диаграмм разрушения для анизотропных листовых материалов

Описана методика построения диаграмм разрушения для листовых материалов с анизотропией предельной пластичности. Приведены результаты апробации методики для начально анизотропных алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1451.

Ключевые слова: диаграмма разрушения; листовые материалы; предельная пластичность; анизотропный сплав.

The modelling method of destruction diagrams for anisotropic sheet materials with limited plasticity is described. The approbation results of the method for initially anisotropic aluminium-lithium 1420 and 1451 alloys are presented.

Keywords: destruction diagram; sheet materials; limited plasticity; anisotropic alloy.

При формообразовании деталей из листовых материалов одним из возможных дефектов деформационного характера является разрыв заготовки вследствие недостаточной пластичности материала. Для установления возможности бездефектного производства детали из листа обычно используют критерии штампуемости.

Все известные критерии штампуемости листовых материалов [1] построены исходя из данных об их механических свойствах, полученных, как правило, из результатов их испытания на одноосное растяжение и не учитывают характер напряженно-деформированного состояния в проектируемой операции, а также его изменение в процессе формообразования. В связи с этим применение таких детерминированных критериев оправдано только для расчета тех операций листовой штамповки, где реализуется схема линейного напряженного состояния.

Отдельные методы прогнозирования разрушения листовых заготовок при больших пластических деформациях основаны на использовании диаграмм разрушения [2]. В отличие от критериев разрушения, в которых материал определяется одной или несколькими константами, в диаграмме разрушения материал характеризуется функцией, представляющей собой зависимость предельной пластичности (деформации при разрушении) формуемого листового материала от вида деформированного состояния.

Диаграмма разрушения листового материала (ДРЛМ) имеет практическое значение в двух важных случаях:

1) деформация при разрушении меньше предельной устойчивой деформации;

2) из-за особенностей деформирования потеря устойчивости в форме локализации деформации не происходит, т.е. деформирование до разрушения является устойчивым, например, при гибочных операциях.

ДРЛМ строят в координатах: предельная логарифмическая деформация при разрушении e_1^* — параметр вида деформированного состояния $\alpha = e_2/e_1$, где e_1, e_2 — первая и вторая главные логарифмические деформации в плоскости листа ($e_1 \geqslant e_2$) соответственно. Для большинства операций листовой штамповки параметр вида деформированного состояния изменяется в диапазоне $-0{,}5 \leqslant \alpha \leqslant 1$.

Если известно деформированное состояние на данной операции, т.е. значения e_1 и α в различных точках заготовки, установленные расчетом или экспериментально, то о возможности разрушения при выполнении этой операции судят по положению точек с координатами e_1, α относительно ДРЛМ: при расположении точек ниже ДРЛМ разрушение заготовки не произойдет.

Разработано несколько способов экспериментального построения ДРЛМ, основанных

на результатах испытаний плоских образцов при различных видах деформированного состояния, характерных для операций листовой штамповки. Так, в работе [3] для построения ДРЛМ предложены следующие способы испытаний: растяжение образцов с выточками, формовка полос переменной ширины и круглых образцов с боковыми вырезами плоскими и полусферическими пуансонами различных диаметров, а также гидроформовка в круглых и эллиптических матрицах. Также рекомендовано использовать испытания на вытяжку, гидроформовку и раздачу коническим или ступенчатым цилиндрическим пуансоном с последующим растяжением до разрыва полос, вырезанных из деформированных образцов.

Однако все эти способы достаточно трудоемки, требуют, как правило, применения специальных установок и устройств и связаны со значительным расходом материала. Поэтому актуальной является разработка экспериментально-расчетных методов построения ДРЛМ по ограниченному числу простых испытаний. При реализации этих методов необходимо использовать испытания, при которых разрушение даже высокопластичных материалов не сопровождается потерей устойчивости пластического деформирования.

Практика применения ДРЛМ в технологии листовой штамповки ограничивается в основном изотропными материалами. Однако технология производства листовых материалов предопределяет анизотропию их механических свойств.

В авиационной и других отраслях промышленности широкое распространение получают материалы с высокими технологическими свойствами и выраженной анизотропией механических свойств, которая проявляется в зависимости от направления сопротивления пластической деформации (диаграммы растяжения) и предельной пластичности. К таким материалам, в частности, относятся алюминиево-литиевые сплавы типа 1420 и 1451 [4]. При разработке технологий изготовления деталей из этих материалов возникает необходимость построения ДРЛМ и их последующей аппроксимации.

В настоящей работе предложена методика экспериментального построения ДРЛМ для анизотропных материалов, основанная на результатах испытаний плоских образцов при различных отношениях главных деформаций α, характерных для операций листовой штамповки, начиная от α_p, соответствующего одноосному растяжению, до $\alpha = 1$ (двухосное равномерное растяжение).

Реализованы испытания на растяжение широких образцов при стеснении поперечной деформации и испытания на изгиб для определения предельного радиуса гиба. Параметры α и e_1^* в каждом из указанных видов испытаний определяли методом делительных сеток [5]. Предельную деформацию e_1^* рассчитывали по искажению двух ячеек, непосредственно примыкающих к месту разрыва, но не пересекаемых трещиной.

Учитывая естественный разброс экспериментальных данных и возможную нестабильность свойств материала, предельные деформации определяли как среднее арифметическое деформаций разрушения, полученных по результатам испытаний трех образцов.

При испытаниях на одноосное растяжение стандартных плоских образцов из пластичных материалов разрушению, как правило, предшествует локализация деформаций в виде шейки, что приводит к объемной схеме напряженного состояния.

В [6] установлено, что при одноосном растяжении узких плоских образцов, ширина которых больше толщины не более чем в 3 раза, локализации деформаций не происходит, напряженное состояние до разрушения остается близким к линейному, при этом происходит нормальный отрыв. В связи с этим предельную деформацию e_{1p}^* при одноосном растяжении ($\alpha_p = -0{,}5$) определяли по результатам испытаний узких плоских образцов, используя соотношение

$$e_{1p}^* = \ln\left(F_0/F\right), \qquad (1)$$

где F_0 — начальная площадь поперечного сечения образца; F — площадь поперечного сечения образца в месте разрыва.

Испытания на растяжение широких плоских образцов шириной, в 50 раз превышающей их толщину, при стеснении поперечной деформации ($\alpha = -0{,}25$) проводили по методике [7]. Все испытанные образцы разрушались в середине рабочей части, вдали от захватов.

Двухосное равномерное растяжение ($\alpha = 1$) было реализовано при испытании на вытяжку по методу Эриксена.

Для определения предельной деформации e_{10}^* в условиях плоского деформирования ($\alpha_0 = 0$) осуществляли испытания на изгиб для определения минимального радиуса гиба $R_{\min}$ [8], т.е. радиуса, при котором на наружной растянутой поверхности образца образуется видимая невооруженным глазом трещина. По значению $R_{\min}$ рассчитывали величину e_{10}^*, используя приближенное соотношение

$$e_{10}^* = \ln\left(1 + \frac{t}{2R_{\min}}\right), \qquad (2)$$

где t — начальная толщина образца.

По экспериментальным данным, полученным при обработке результатов указанных видов испытаний, построены диаграммы разрушения для листовых материалов с анизотропной предельной пластичностью. На рис. 1, *а* приведены диаграммы разрушения для алюминиево-литиевого сплава 1420, построенные по результатам испытаний плоских образцов

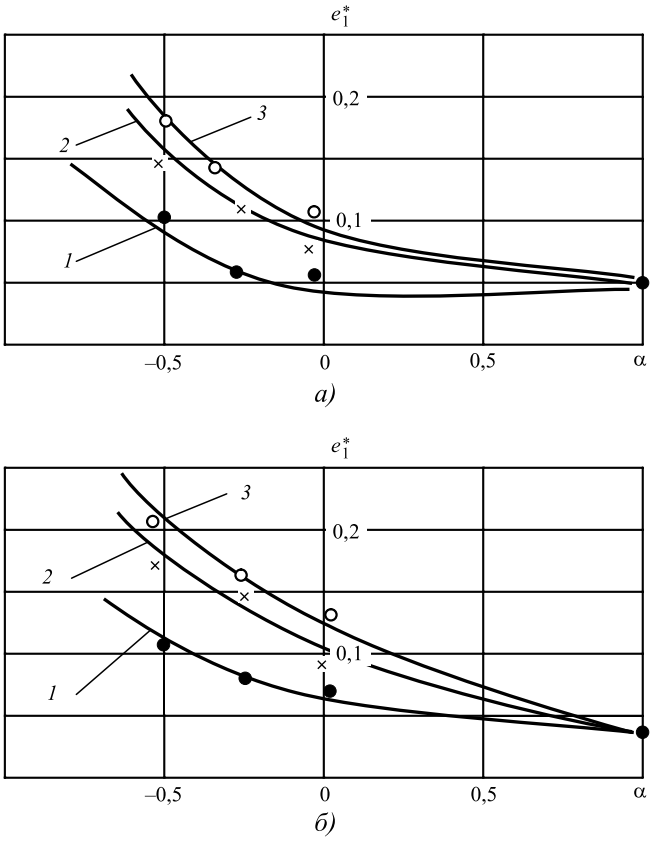


Рис. 1. Диаграммы разрушения для алюминиево-литиевых сплавов 1420 (*а*) и 1451 (*б*) в зависимости от направления вырезки образцов:

1 — вдоль; *2* — поперек; *3* — под углом 45° к направлению прокатки

толщиной 1,9 мм, вырезанных вдоль, поперек и под углом 45° к направлению прокатки.

Расхождение диаграмм разрушения свидетельствует о существенной зависимости предельной пластичности начально анизотропного сплава 1420 от направления деформирования. Расхождение диаграмм разрушения максимально при одноосном растяжении узких образцов ($\alpha_p = -0{,}5$) и достигает 50 %, что свидетельствует о необходимости учета анизотропии предельной пластичности при проектировании операций листовой штамповки для этого сплава.

Аналогичный характер имели зависимости деформации при разрушении e_1^* от направления для алюминиево-литиевого сплава 1451, построенные по результатам испытаний плоских образцов толщиной 1,5 мм (рис. 1, *б*).

Таким образом, для материалов, обладающих анизотропией предельной пластичности, при определении деформации разрушения необходимо учитывать ориентацию максимальной главной логарифмической деформации по отношению к главным осям анизотропии. Так, например, если направление максимальной главной деформации совмещено с направлением прокатки, то эта ориентация должна быть одинаковой для всех видов реализуемых испытаний.

При компьютерном проектировании операций листовой штамповки большое практическое значение имеет аппроксимация ДРЛМ. В зависимости от значений параметра вида деформированного состояния α ДРЛМ предложено аппроксимировать уравнениями:

$$\left.\begin{aligned} e_1^* &= e_{10}^* + \left(e_{1p}^* - e_{10}^*\right)\alpha/\alpha_p \quad \text{при } \alpha \leqslant 0; \\ e_1^* &= e_{10}^* \quad \text{при } \alpha > 0. \end{aligned}\right\} \qquad (3)$$

Так как ДРЛМ строят по результатам испытаний плоских образцов в условиях простого нагружения, то их применение при разработке технологий листовой штамповки позволяет обеспечить сравнительно высокую точность прогнозирования нарушения сплошности материала и образования трещин только в случае простого нагружения. При сложном нагружении предельная пластичность больше той, которая прогнозируется диаграммой разрушения, что идет в запас пластичности деформируемого материала.

ДРЛМ является комплексной технологической характеристикой, с помощью которой можно не только прогнозировать появление трещин в заготовке, но и оценивать пригодность материала для реализации данной операции. Для этого достаточно сопоставить величину e_1, рассчитанную при фиксированном значении α, характерном для данной операции, со значением e_1^*, установленным по ДРЛМ: если $e_1^* > e_1$, то материал пригоден для использования на данной операции.

Заключение. Разработана методика построения диаграмм разрушения для листовых материалов, обладающих анизотропией предельной пластичности. Методика апробирована при построении ДРЛМ для начально анизотропных алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1451. Разработанная методика не требует применения специального оборудования и в силу простоты ее реализации может быть использована в механических лабораториях промышленных предприятий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Онищенко А.К., Забельян Д.М.** О критерии штампуемости металлов и сплавов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2016. № 9. С. 37—43.

2. **Аксенов Л.Б., Маяшмутов А.В., Маяшмутов С.А.** Построение диаграмм предельных деформаций для прогнозирования разрушения тонколистовой заготовки при вытяжке-формовке // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2002. № 4. С. 9—12.

3. **Аверкиев А.Ю.** Оценка штампуемости листового и трубного проката // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 1990. № 2. С. 19—24.

4. **Сотников В.С., Ратова Н.В., Рудаков А.Г.** Технологическая пластичность сплава 1451 // Авиационная промышленность. 1992. № 2. С. 29—33.

5. **Пат. 2537105 РФ, МПК G 01 B 11/16.** Способ измерения деформаций / М.Ф. Томилов, Ф.Х. Томилов.

6. **Пат. 2555217 РФ, МПК G 01 N 3/28.** Способ испытания листовых материалов на растяжение / М.Ф. Томилов, Ф.Х. Томилов; заявитель и патентообладатель Воронеж. гос. техн. ун-т. № 2013124237/28; заявл. 27.05.2013; опубл. 10.07.2015, Бюл. № 19.

7. **Хван Д.В., Толстов С.А., Томилов Ф.Х. и др.** Испытание на растяжение листовых материалов при стеснении поперечной деформации // Заводская лаборатория. 1993. № 7. С. 44—46.

8. **Пат. 2555476 РФ, МПК G 01 N 3/28.** Способ испытания конструкционного материала на пластичность / М.Ф. Томилов, Ф.Х. Томилов.

Марат Федорович Томилов, канд. техн. наук,
mark_tom@mail.ru;
Федор Христианович Томилов, канд. техн. наук

УДК 621.771.8

А.В. Шапарев, И.А. Савин
(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева — КАИ)

Повышение точности биметаллических лент при холодном плакировании и дрессировке

Рассмотрены способы повышения точности биметаллических лент латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90 по ОСТ 3-6648—91 (биметалл 1) и ОСТ 3-6649—91 (биметалл 3) на основе исследования сплющивания валков плакировочного стана 400/1000×500. Для увеличения точности размеров и штампуемости при изготовлении деталей способом глубокой вытяжки впервые исследован процесс дрессировки биметаллических лент в закрытых калибрах на дрессировочных станах 450 и 600. В основу методики исследований положены метод планирования экспериментов, расчет уравнений регрессии, удовлетворяющих критериям Фишера, Стьюдента, Кохрена.

Ключевые слова: биметалл; дрессировка; плакировочный стан; сплющивание валков; разнотолщинность по ширине полосы; уравнения регрессии.

Methods for increasing of accuracy of bimetallic strips brass L90—steel 18YuA—brass L90 according to OST 3-6648—91 (bimetal 1) and OST 3-6649—91 (bimetal 3) on the basis of the investigation of flattening of 400/1000×500 mill rolls are considered. In order to increase of dimensions accuracy and stamping capacity in the manufacture of parts by the deep drawing method, the study of the temper rolling of bimetallic strips in closed calibers for rolling mill 450 and 600 is conducted for first time. The research method is based on the experiments planning method, calculation of regression equations satisfying the criteria of Fisher, Student, Cochran.

Keywords: bimetal; temper rolling; cladding mill; roll flattening; strip of different thickness; regression equations.

При производстве биметаллических лент в рулонах латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90 по ОСТ 3-6648—91 (биметалл 1) и ОСТ 3-6649—91 (биметалл 3) с соотношением слоев 1:18:1 одними из важнейших характеристик являются точность размеров по толщине лент и минимальная разнотолщинность по ширине [1]. Основные факторы, определяющие точность размеров и разнотолщинность по ширине полосы — жесткость клети плакировочного стана, сплющивание и изгиб валков.

Из-за необходимости использования режимов холодного плакирования с высокими степенями деформации (от 50 % и более за один проход) узлы стана (подшипники, нажимные устройства и др.) подвергаются упругой деформации, а прокатные валки — упругому сплющиванию и изгибу [2]. Это приводит к значительной доле брака по толщине полосы и поперечной разнотолщинности биметаллов 1 и 3.

Впервые предложено после холодного плакирования и рекристаллизационного отжига проводить операцию дрессировки биметаллических полос латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90 в закрытых калибрах. В результате при дрессировке с малыми обжатиями (не более 3 %) происходит упрочнение поверхностных слоев латуни Л90 при сохранении пластичности внутренних. Это обеспечивает требуемую штампуемость биметаллов 1 и 3 и предотвращает появление линий сдвига (линии в виде надломов поперек прокатки или под углом) в процессе глубокой вытяжки при холодной штамповке [1].

Цель исследования — повышение точности биметаллических лент латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90 при холодном плакировании и дрессировке путем исследования жесткости клети стана холодного плакирования и определение допустимого обжатия при дрессировке, при котором механические свойства полос удовлетворяют требованиям ОСТ 3-6648—91 по точности размеров и механическим свойствам.

Использовали биметаллические полосы на основе нормализованной и горячекатаной стали 18кп и горячекатаной стали 18ЮА. Эксперименты выполняли на прокатном стане 400/1000×500 (ПАО "Нытва") и стане 450 (ПАО "ММК").

Исследование влияния жесткости клети стана холодного плакирования 400/1000×500 на точность размеров биметаллических полос при холодном плакировании. Для определения возможностей стана холодного плакирования 400/1000×500 по управлению формой и размерами полос исследовали жесткость клети, сплющивание и прогиб рабочих валков.

Жесткость клети определяли в результате прокатки образцов с фиксированным положением валков, т.е. с постоянным межвалковым зазором. В первом проходе прокатывали с силой P_1 = 3600 кН стальную полосу толщиной 2,30 мм до толщины h_1 = 1,99 мм. Затем, не меняя положения валков, прокатывали образец в обратную сторону. При этом сила прокатки составляла P_2 = 3100 кН, толщина образца h_2 = 1,92 мм.

Модуль жесткости клети прокатного стана [3]:

$$M_{кл} = P/S_{кл} = (P_1 - P_2)/(h_1 - h_2), \qquad (1)$$

где P — сила прокатки при плакировании, кН; $S_{кл}$ — упругая деформация клети, мм.

Согласно формуле (1) модуль жесткости для стана холодного плакирования 400/1000×500: $M_{кл}$ = 7140 кН/мм.

Таким образом, упругая деформация клети, равная 1 мм, вызывается прокаткой с силой 7140 кН.

Сплющивание и прогиб рабочих валков стана 400/1000×500 исследовали в статическом состоянии [1]. Использовали сталь 18кп и биметаллические полосы латунь Л90—сталь 18ЮА—латунь Л90 толщиной 4,0...7,0 мм, сжатие полос проводили с силой 2000...7000 кН. В качестве образцов-свидетелей использовали алюминиевые прутки диаметром 8,0 мм.

Образцы измеряли с помощью инструментального микроскопа в середине отпечатка. Сплющивание валков ΔS определяли разностью размеров исследуемых образцов и образцов-свидетелей, прогиб $y_в$ — разностью размеров исследуемых образцов в середине и на краях полосы.

В качестве независимых переменных выбраны наличие плакирующего слоя (фактор X_1), толщина полосы h_0 (фактор X_2), сила сжатия валков P (фактор X_3). Факторы варьировали на двух уровнях. Опыты повторяли три раза, толщину образцов измеряли в центре и по краям (всего на каждый опыт по девять точек замера). Результаты экспериментов приведены в табл. 1.

По данным эксперимента для расчета сплющивания рабочих валков стана 400/1000×500 получено уравнение регрессии с погрешностью не более 5,26 %:

1. Результаты экспериментов по исследованию сплющивания и прогиба рабочих валков стана 400/1000×500

Факторы			Сплющивание ΔS, мм	Прогиб $y_в$, мм
X_1 (+/−)	X_2 (h_0, мм)	X_3 (P, кН)	Эксперимент/расчет	
Биметалл (+1)	7,39	6500	0,122/0,126	0,191/0,189
Сталь (−1)			0,080/0,076	0,070/0,065
Биметалл (+1)	4,24		0,198/0,194	0,132/0,133
Сталь (−1)			0,140/0,144	0,075/0,071
Биметалл (+1)	7,39	2500	0,034/0,035	0,068/0,067
Сталь (−1)			0,054/0,052	0,038/0,036
Биметалл (+1)	4,24		0,024/0,023	0,122/0123
Сталь (−1)			0,018/0,019	0,023/0,024

$$\Delta S = 0{,}0837 + 0{,}0107X_1 - 0{,}0112X_2 + \\ +0{,}0512X_3 + 0{,}0142X_1X_3 - 0{,}0227X_2X_3. \quad (2)$$

Для расчета прогиба рабочих валков получено уравнение регрессии с погрешностью не более 7,14 %:

$$y_в = 0{,}088 + 0{,}0402X_1 - 0{,}0265X_3 + \\ + 0{,}00675X_1X_3 + 0{,}0122X_2X_3 - 0{,}016X_1X_2X_3. \quad (3)$$

Полученные уравнения (2) и (3) удовлетворяют критериям Фишера, Стьюдента, Кохрена и являются адекватными. Последовательность обработки результатов данного эксперимента подробно рассмотрена в работе [1].

Для дополнительной проверки уравнения (2) выполнили эксперимент с выбором промежуточных значений факторов. При силе 4500 кН получено для биметаллической полосы толщиной 7,0 мм $\Delta S_{эксп}$ = 0,0745 мм и рассчитанное по (2) значение $\Delta S_{расч}$ = 0,0725 мм (погрешность 2,76 %); соответственно для стальной полосы $\Delta S_{эксп}$ = 0,0590 мм, $\Delta S_{расч}$ = = 0,0653 мм (погрешность 6,27 %).

Уравнение (3) проверили по известной формуле из работы [3]

$$y_в = y_{в1} - y_{в2}, \quad (4)$$

где $y_{в1}$, $y_{в2}$ — прогиб в результате действия изгибающих моментов и поперечных сил соответственно, мм.

При сжатии полосы с силой 6500 кН среднее экспериментальное значение прогиба валков $y_в$ = 0,117 мм, при расчете по формуле (4) $y_в$ = 0,0953 мм.

Исследование влияния относительного обжатия при дрессировке на механические свойства биметалла 1. Определяли допустимое обжатие при дрессировке, при котором свойства полос удовлетворяют требованиям ОСТ 3-6648—91.

Биметаллические полосы размерами 3,2×75×800 мм, полученные способом холодной совместной прокатки с относительным обжатием $\varepsilon_{пл}$ = 0,50 и последующим отжигом при температуре 680 °С, прокатывали на стане 300 с относительными обжатиями до $\varepsilon_{др}$ = = 0,08 без смазки (по условиям поставки смазка на готовых полосах недопустима).

После дрессировки из готовых биметаллических полос изготовляли образцы для испытаний на растяжение по ГОСТ 1497—84, исследования микроструктуры стальной основы по ОСТ 3-6648—91 и твердости по ГОСТ 9012—59. Во всех опытах использовали биметаллические полосы с прочным соединением слоев по всей поверхности раздела.

Зависимости $\sigma_в(\varepsilon_{др})$ и $\delta(\varepsilon_{др})$ приведены на рис. 1. Наиболее пластичным является биметалл 1 на основе горячекатаной нормализованной низкоуглеродистой стали 18ЮА, дрессировка которого возможна с относительным обжатием до 0,05...0,06 (требуемые значения относительного удлинения $\delta \geqslant 30{,}0$ %, предела прочности $\sigma_в$ = 323...431 Н/мм^2).

Биметалл 1 на основе горячекатаной стали 18кп является менее пластичным по сравне-

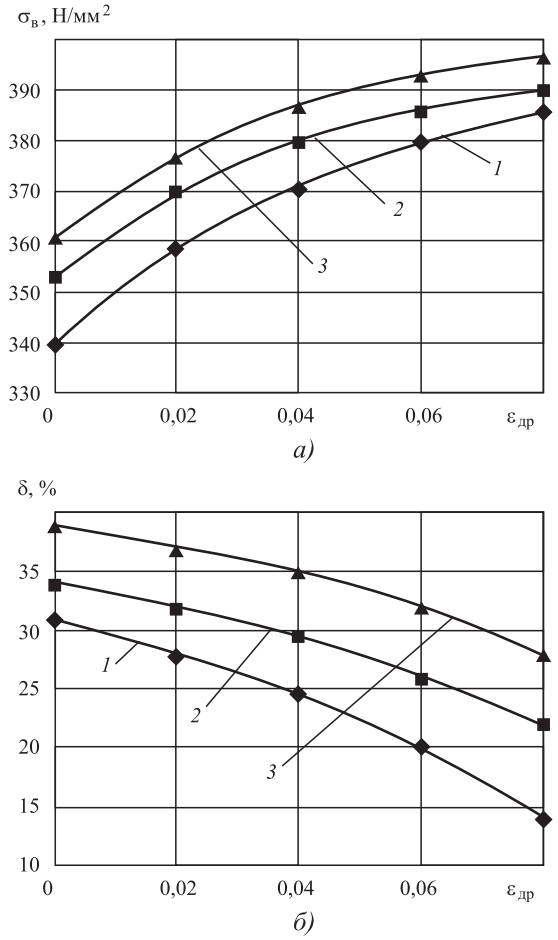


Рис. 1. Влияние относительного обжатия при дрессировке $\varepsilon_{др}$ на предел прочности $\sigma_в$ (*а*) и относительное удлинение δ (*б*) биметалла 1:

1 — на основе стали 18ЮА; *2* — на основе горячекатаной стали 18кп; *3* — на основе нормализованной стали 18кп

нию с биметаллом на основе стали 18ЮА и допускает дрессировку с относительным обжатием до 0,03...0,04 (требуемые значения относительного удлинения $\delta \geqslant 28{,}5$ %, предела прочности $\sigma_в = 304...397$ Н/мм^2).

Наименее пластичным является биметалл 1 на основе нормализованной стали 18кп и допускает дрессировку с относительным обжатием не более 0,015. Биметалл 1 применяют для изготовления изделий способом глубокой вытяжки, поэтому целесообразнее его изготовлять на основе горячекатаной стали 18ЮА.

Дрессировка с максимально возможными относительными обжатиями не может быть рекомендована для промышленного использования, так как в этом случае для различных плавок металла повышается вероятность возникновения брака по относительному удлинению биметалла 1, а также возрастают энергозатраты на дрессировочном стане. Наиболее рациональным режимом является дрессировка биметалла 1 с относительным обжатием не более 0,03.

Исследование точности дрессировки биметалла 1 в калиброванных валках. Известно [1], что при прокатке в предварительно напряженных валках с буртами снижается продольная разнотолщинность полос и благодаря этому увеличивается выход годного биметалла. В целях повышения точности полос биметалла 1 и снижения брака по толщине исследовали процесс дрессировки биметаллических полос на предварительно напряженных валках с буртами [1].

Дрессировку биметалла 1 толщиной 3,2 мм в предварительно напряженных валках с буртами осуществляли на прокатных станах 450 (ПАО "ММК") и 600 (ПАО "Нытва"). Схемы калибров прокатных валков показаны на рис. 2.

Для дрессировки на стане 450 из партий готовых полос размерами 3,2×123×1700 мм отбирали полосы с повышенной разнотолщинностью и отсортированные в брак по избыточной толщине полос. Валки предварительно сжимали нажимным устройством клети с силой 400 кН.

Полосы измеряли до и после дрессировки микрометром по каждой кромке с шагом измерения 100 мм (табл. 2).

Распределение толщин полос до и после дрессировки приведено на рис. 3. Как видно из диаграммы, дрессировка биметаллических

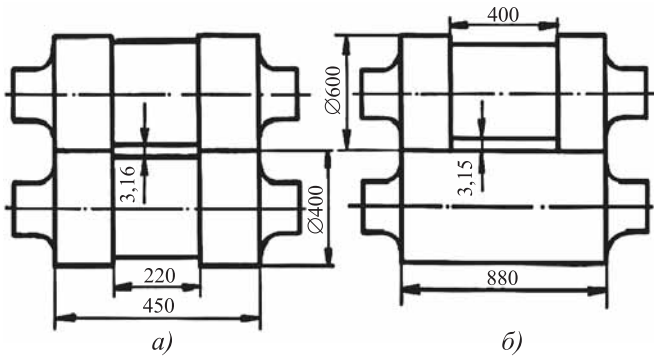


Рис. 2. Схемы закрытых калибров клетей дрессировочных станов:

а — стан 450 ПАО "ММК"; *б* — стан 600 ПАО "Нытва"

2. Статистические характеристики распределения толщин полос до и после дрессировки в валках с буртами на прокатном стане 450 (ПАО "ММК")

Характеристика	До дрессировки	После дрессировки
Биметалл 1, отсортированный в брак по недокату		
Среднее значение x, мм	3,1935537	3,1468000
Дисперсия D, мм^2	0,0001610	0,0002558
Стандартное отклонение σ, мм	0,0126885	0,0159937
Асимметрия S	1241,8858	2,1998430
Эксцес E	−424369,34	−2218,9855

полос в предварительно напряженных валках с буртами уменьшает продольную разнотолщинность и полностью устраняет брак по толщине биметалла 1 (требуемая толщина полос 3,10...3,20 мм).

При этом незначительно увеличивается разброс механических свойств из-за неравномерного обжатия полос по длине.

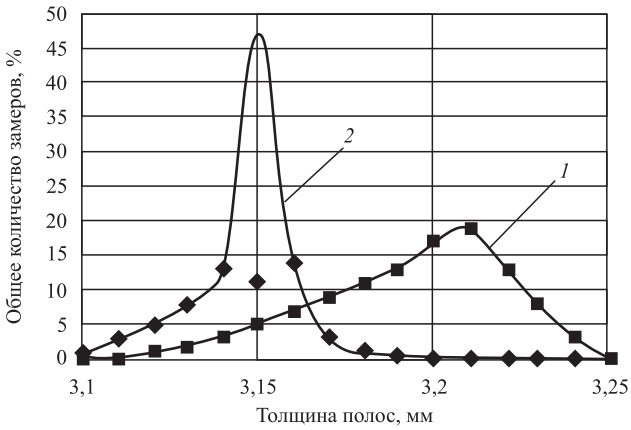


Рис. 3. Диаграммы распределения толщин биметаллических полос до (*1*) и после (*2*) дрессировки в закрытом калибре

Для прокатки в клети 600 дуо подготовили четыре партии полос биметалла 1 толщиной 3,2 мм и шириной 123 и 300 мм. Настройку валков стана 600 перед прокаткой проводили путем прокатки узких алюминиевых полос в правой и левой сторонах калибра. При сжатии валков по буртам размеры калибра составили с левой стороны 3,10 мм, с правой — 3,11 мм. В конце прокатки размер калибра из-за износа текстолитовых подшипников валков увеличился на 0,01 мм.

На заключительном этапе эксперимента из партий отожженных калиброванных полос были изготовлены образцы для испытания механических свойств по ГОСТ 1497—84. Испытания показали полное соответствие результатов требованиям ОСТ 3-6648—91. По результатам исследований разработаны рекомендации по внедрению операции дрессировки биметалла 1 в предварительно напряженных валках с буртами.

Заключение. Сила прокатки при холодном плакировании оказывает наибольшее влияние на сплющивание рабочих валков плакировочного стана 400/1000×500. Сплющивание валков возрастает при прокатке плакированной биметаллической полосы по сравнению с прокаткой стальной полосы, а также при прокатке более тонкой полосы.

Прогиб по длине бочке валка увеличивается при деформировании биметаллической полосы по сравнению со стальной, а также при повышении силы прокатки.

Определены допустимые относительные обжатия при дрессировке биметаллических полос на основе сталей 18ЮА и 18кп в калиброванных предварительно напряженных валках с буртами.

Экспериментально установлено влияние толщины полосы и силы деформирования на сплющивание валков стана 400/1000×500. Сплющивание валков достигает 0,198 мм при деформировании тонкой биметаллической полосы с силой 6500 кН. При деформировании полос толщиной 7,0 мм с силой 2500 кН сплющивание валков не превышает 0,050 мм.

Максимальный прогиб по бочке валка 0,132...0,191 мм получен при деформировании биметаллической полосы с силой 6500 кН. При деформировании биметаллических полос с силой 2500 кН прогиб валков не превышает 0,068 и 0,122 мм для полос толщиной 7,39 и 4,24 мм соответственно.

Экспериментально определена жесткость клети плакировочного стана 400/1000×500, составившая 7140 кН/мм.

Результаты исследования апробированы в ООО "Сатурн" (г. Набережные Челны) при производстве фурнитуры [4—8] и переданы для использования в ПАО "Нытва" [1, 2].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шапарев А.В., Савин И.А.** Совершенствование технологии производства биметаллических лент. Курск: Университетская книга, 2015. 241 с.
2. **Шапарев А.В., Савин И.А.** Расчет совместной пластической деформации, необходимой для образования соединения металлов в холодном состоянии // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 10. С. 32—36.
3. **Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е.** Теория продольной прокатки. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
4. **Методика** теоретического расчета поверхностного натяжения металлических расплавов на основе физической модели энергетического состояния жидкости / И.А. Савин, В.В. Марков, А.В. Нищенков, С.В. Плохов // Справочник. Инженерный журнал (с приложением). 2014. № 5. С. 48—52.
5. **Гавариев Р.В., Савин И.А., Леушин И.О.** Оптимизация теплового баланса пресс-форм при литье под давлением Zn-сплавов // Литейное производство. 2014. № 7. С. 26—29.
6. **Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А.** Исследование механизма разрушения пресс-форм с защитным покрытием для литья под давлением цинковых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 8. С. 3—8.
7. **Савин И.А., Гавариев Р.В.** Особенности проектирования технологической оснастки для получения отливок сплавов цветных металлов // Вестник Казанского государственного технического университета им. А.Н. Туполева. 2012. № 4—2. С. 41—43.
8. **Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А.** Проблема прогнозирования эксплуатационного ресурса пресс-форм литья под давлением цинковых сплавов и некоторые пути ее разрешения // Справочник. Инженерный журнал (с приложением). 2013. № 6. С. 26—29.

Александр Васильевич Шапарев, канд. техн. наук,
meganeiii@yandex.ru;
Игорь Алексеевич Савин, канд. техн. наук

УДК 669.1.017:621.78:620.18

В.И. Горынин, С.Ю. Кондратьев*, М.И. Оленин
(ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург,
**Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)*

Влияние гомогенизирующего отжига на характер разрушения сварного соединения стали 15Х11МФБ

Приведены результаты экспериментальных исследований структурных изменений и свойств стали 15Х11МФБ после гомогенизации с последующим термическим улучшением металла сварных соединений. Показано, что гомогенизация при температуре 1150 °С позволяет значительно снизить содержание δ-феррита в структуре стали и повысить более чем в 2 раза вязкопластические свойства стали без изменения прочностных свойств. Предлагаемый режим термической обработки стали 15Х11МФБ обеспечивает равнопрочность металла зоны термического влияния сварного соединения на всем ее протяжении, начиная от линии сплавления до основного металла.

Ключевые слова: термическая обработка; микроструктура; фазовый состав; механические свойства; сталь.

Experimental results of structural changes of steel 15Cr11MoVNb after homogenization with subsequent thermal improvements in metal of welded joints are analyzed. It is shown that homogenization at temperature of 1150 °C can significantly reduce the content of δ-ferrite in the steel structure and improve more than 2 times ductility and plastic properties of steel without changing its strength properties. This heat treatment mode of steel 15Cr11MoVNb provides equal strength of metal heat affected zone of welded joint in its entirety: from the line of fusion to the base metal.

Keywords: heat treatment; microstructure; phase composition; mechanical properties; steel.

Сталь 15Х11МФБ применяют в энергетическом машиностроении для изготовления элементов оборудования и сосудов давления, работающих в диапазоне температур от −20 до +580 °С [1—6]. Однако возможность образования δ-феррита в структуре этой стали снижает ее эксплуатационные свойства и требует особого контроля структуры.

В [7—9] показано, что δ-феррит в высокохромистых сталях мартенситного и мартенситно-ферритного класса, а также в металле их сварных соединений приводит к значительному снижению не только прочностных и вязкопластических свойств, но и характеристик жаропрочности вследствие значительной гетерогенности и пониженной стабильности структуры. Следовательно, управление процессом структурообразования в стали 15Х11МФБ для предотвращения образования δ-феррита является актуальной и практически важной задачей.

Известно, что стабилизация структуры стали и, в частности, устранение дендритной ликвации в отливках достигаются путем применения технологии гомогенизации [10, 11]. Например, для высокохромистой коррозионностойкой стали 1Х17Н4Б гомогенизация обеспечивает не только стабилизацию структуры, но и растворение δ-феррита в диапазоне температур 900...1300 °С.

Однако необходимо учитывать, что выше температуры 1200 °С протекают процессы, связанные с растворением и образованием "свежего" δ-феррита. Образующийся δ-феррит может приводить к снижению сопротивления

металла хрупкому разрушению, а при длительной эксплуатации стали в условиях повышенных температур — к образованию σ-фазы (FeCr), которая также способствует охрупчиванию металла сварных соединений. Нагрев до температуры 1200...1300 °С может приводить к повышенной окисляемости стали и увеличению размера зерна.

Таким образом, для получения заданной структуры и требуемого уровня свойств металла сварного соединения температура гомогенизации не должна превышать 1200 °С. В то же время снижение температуры ниже 1150 °С может оказаться малоэффективным. При таких температурах замедляются диффузионные процессы в структуре высокохромистых сталей и, как следствие, эффективность растворения δ-феррита снижается.

Процессы, происходящие при нагреве в структуре высокохромистых сталей, можно представить, воспользовавшись диаграммой состояния системы Fe—12 %Cr—C [1]. Согласно этой диаграмме, для высокохромистой стали с содержанием хрома ~12 % мас. и углерода ~0,1 % мас. уже при нагреве выше 1200 °С из аустенита начинает выделяться "свежий" δ-феррит, что приводит к нежелательному увеличению его содержания в структуре.

В отличие от традиционного режима гомогенизации для металла отливок из стали 1Х17Н4Б с учетом целесообразности минимизации содержания δ-феррита и регламента прочности проведена оптимизация температурно-временных параметров термической обработки применительно к металлу поковок [7, 12].

От традиционной технологии такая технология термической обработки стали 1Х17Н4Б отличалась интеграцией операции гомогенизации в состав комплексной технологии термической обработки перед окончательным термическим улучшением. При этом после гомогенизации охлаждение проводили на воздухе, а не в печи.

Необходимость интенсификации охлаждения в условиях воздуха вызвана тем, что при замедленном охлаждении в печи в интервале температур 850...600 °С в структуре стали могут выделяться σ-фаза и высокохромистые карбиды $Cr_{23}C_6$, способствующие охрупчиванию стали и разрушению металла поковок от термических напряжений [2]. Дальнейшая термическая обработка стали после гомогенизации не отличалась от стандартного режима.

Результаты испытаний металла поковки из стали 1Х17Н4Б после гомогенизации и последующего термического улучшения (закалка при 1050 °С с охлаждением в масле и отпуск при 650 °С с охлаждением на воздухе) показали, что такая технология позволяет повысить как прочностные свойства, так и сопротивление хрупкому разрушению стали при отрицательных температурах [7].

В [13] для стали 15Х11МФБ показано, что применение подобной технологии термической обработки — введение гомогенизации с последующим термическим улучшением — позволяет в 3,5 раза снизить содержание δ-феррита в структуре и в 6 раз повысить сопротивление хрупкому разрушению (по ударной вязкости).

Рассмотренные результаты опубликованных исследований свидетельствуют о целесообразности изучения влияния процесса гомогенизации с последующим термическим улучшением на повышение вязкопластических и прочностных свойств металла сварного соединения из различных промышленных марок стали.

Цель работы — исследование влияния гомогенизации с последующим термическим улучшением (закалка + высокий отпуск) на вязкопластические и прочностные свойства металла сварного соединения из стали 15Х11МФБ.

Методика и материал исследования. Использовали металл сварного соединения листового проката толщиной 50 мм из стали 15Х11МФБ.

Для определения эффективных температурно-временных параметров термической обработки стали применяли электрическую печь СН3 6.12.4/12 М1. Измерение температуры в печи осуществляли потенциометром РМТ 49 D/1 с точностью измерения температуры ±1 °С.

Механические свойства стали измеряли по ГОСТ 1497—84 при статическом растяжении стандартных пятикратных образцов.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах образцов после испытаний на ударный изгиб с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ. Для выявления микроструктуры применяли электрохимическое травление шлифов в 10%-ном растворе щавелевой кислоты в воде. Микроструктуру

изучали на световом микроскопе "UNIMET SERIESMR", оснащенном цифровой камерой EPSON 3100Z.

Качественный анализ структурно-фазового состояния исследуемого металла сварного соединения состоял в выявлении, оценке и классификации основных структурных составляющих и их характерных элементов методами оптической металлографии.

Количественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых участков сварного соединения включал в себя оценку относительной доли основных структурных составляющих и определение размеров характерных структурных элементов. Для количественной аттестации структурно-фазового состояния использовали металлографический комплекс, оснащенный программой "Image Expert Professional 3.0", которая является графическим анализатором двумерных изображений металлографических структур.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Известно, что при сварке сталей мартенситно-ферритного класса в металле шва и зоне термического влияния образуется δ-феррит [7]. Одновременно с δ-ферритом в структуре металла сварного соединения в процессе охлаждения на участке неполной перекристаллизации структуры в зоне термического влияния образуется полигональный феррит, снижающий вязкопластические свойства стали.

В сварном соединении возникают повышенные сварочные напряжения. Для снижения уровня этих напряжений в металле сварных соединений высокохромистых коррозионно-стойких сталей применяют режим послесварочного отпуска при температурах 700...750 °С [8].

Использование послесварочного отпуска приводит к распаду мартенсита в металле шва и в металле зоны термического влияния. Однако образовавшийся в процессе сварочного нагрева в зоне термического влияния сварного соединения (в диапазоне температур между точками Ac_1 и Ac_3) высокотемпературный феррит остается в структуре и после высокотемпературного послесварочного отпуска. Это снижает твердость участка зоны термического влияния и образует мягкую прослойку, приводя к охрупчиванию стали и снижению длительной прочности [8].

Таким образом, можно предположить, что снижение содержания δ-феррита в структуре стали в результате гомогенизации для устранения высокотемпературного феррита обеспечит стабилизацию структуры металла при последующем стандартном термическом улучшении.

Для подтверждения этого предположения была разработана технология термической обработки металла сварного соединения, включающая в себя гомогенизацию при температуре 1150 °С с выдержкой 16 ч с охлаждением на воздухе и последующее термическое улучшение с закалкой от температуры 1050 °С на воздухе с последующим отпуском при 750 °С. Апробацию новой технологии термической обработки проводили для металла сварного соединения листового проката толщиной 50 мм из стали 15Х11МФБ.

Если допустимое содержание δ-феррита в металле шва в исходном состоянии может быть обеспечено применением специального оптимизированного состава сварочной проволоки и технологией сварки, то в зоне термического влияния содержание δ-феррита может значительно отличаться от металла шва и основного металла. В металле шва содержание δ-феррита обычно не превышает 8 % об., а в зоне термического влияния оно может превышать 20 % об.

На рис. 1 показана микроструктура зоны термического влияния сварного соединения стали 15Х11МФБ на границе сплавления со швом. Содержание δ-феррита в структуре

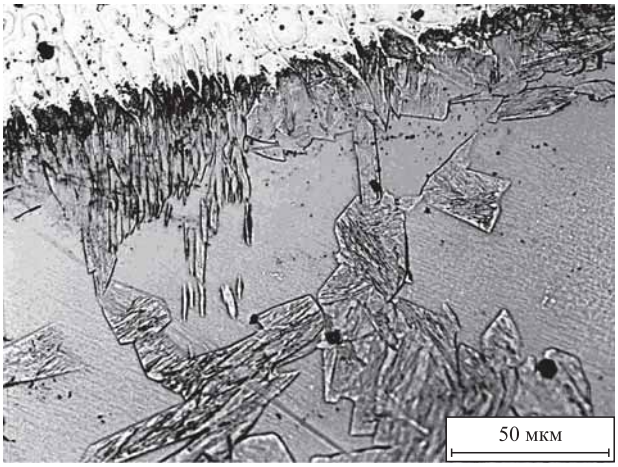


Рис. 1. Микроструктура металла сварного соединения стали 15Х11МФБ на границе сплавления (исходное состояние)

металла зоны термического влияния составило 23 % об.

Влияние предлагаемой термической обработки (гомогенизации с последующим термическим улучшением) на структуру и вязкопластические свойства стали 15Х11МФБ сравнивали с режимом традиционного послесварочного отпуска. Изучали также влияние новой технологии термической обработки на равномерность распределения микротвердости металла зоны термического влияния сварного соединения.

Экспериментальные результаты показали, что из-за образовавшегося высокотемпературного феррита в структуре стали микротвердость металла зоны термического влияния на участке глубиной 1,5...3,0 мм от линии сплавления сварного соединения имеет пониженные значения. Твердость мягкой прослойки составляет 210 HV, что значительно ниже по сравнению с остальной зоной термического влияния, твердость которой равна 420 HV (рис. 2, *а*).

Микроструктуры участков металла зоны термического влияния сварного соединения после термической обработки приведены на рис. 3 и 4.

Если содержание δ-феррита в металле зоны термического влияния (см. рис. 1) составляло 23 % об., то после гомогенизации (см. рис. 3, 4) оно не превышает 3 % об. Применение новой технологии термической обработки позволяет в 7,5 раз уменьшить содержание δ-феррита в структуре сварного шва стали 15Х11МФБ.

Для оценки возможности устранения мягкой прослойки на участке неполной перекристаллизации структуры проведена оценка распределения микротвердости металла сварного соединения стали 15Х11МФБ до и после гомогенизации и последующего термического улучшения. Микротвердость измеряли от линии сплавления до основного металла (см. рис. 2).

Из рис. 2 следует, что микротвердость металла сварного соединения, подвергнутого гомогенизации с последующим термическим улучшением, в зоне термического влияния практически не изменилась. Это свидетельствует о том, что предлагаемая технология термической обработки стали привела к устранению мягкой прослойки на участке неполной перекристаллизации структуры (1,5...3 мм от линии сплавления) зоны термического влияния сварного соединения. В результате обеспечивается равнопрочность

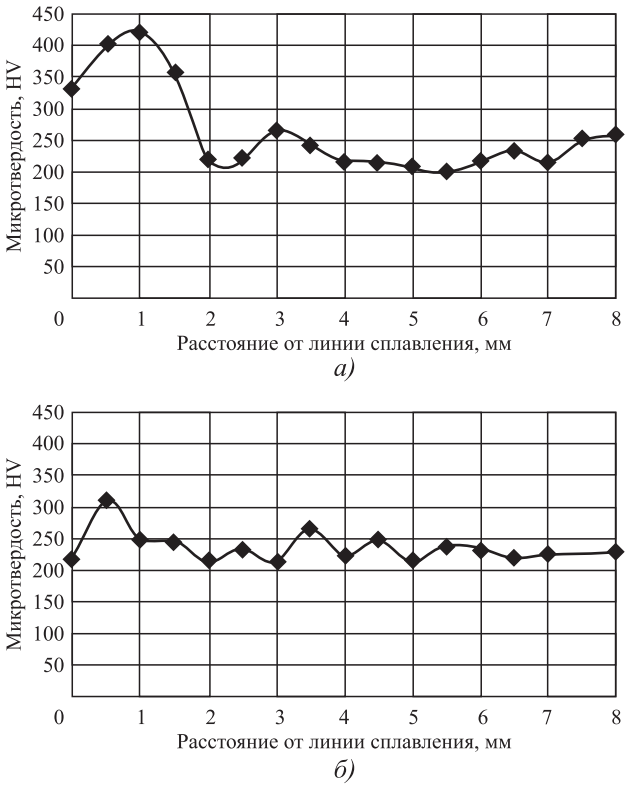


Рис. 2. Распределение значений микротвердости в металле сварного соединения стали 15Х11МФБ до (*а*) и после (*б*) гомогенизации и последующего термического улучшения

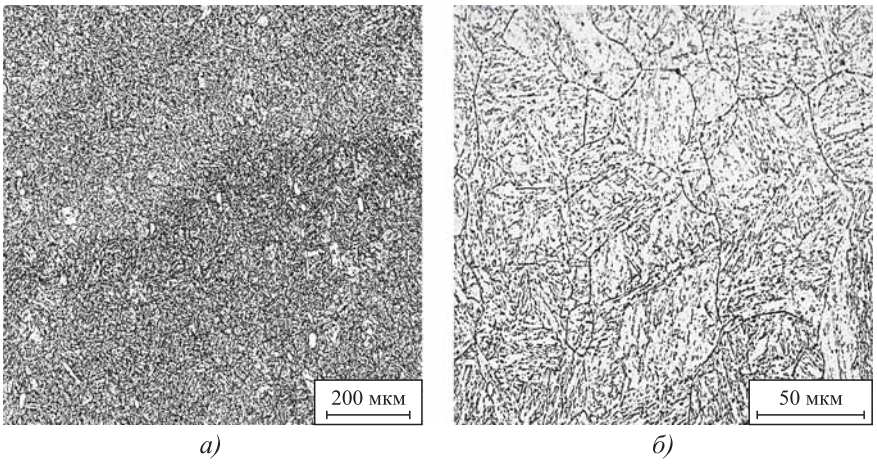


Рис. 3. Микроструктура металла сварного соединения из стали 15Х11МФБ на участке линии сплавления после гомогенизации и термического улучшения

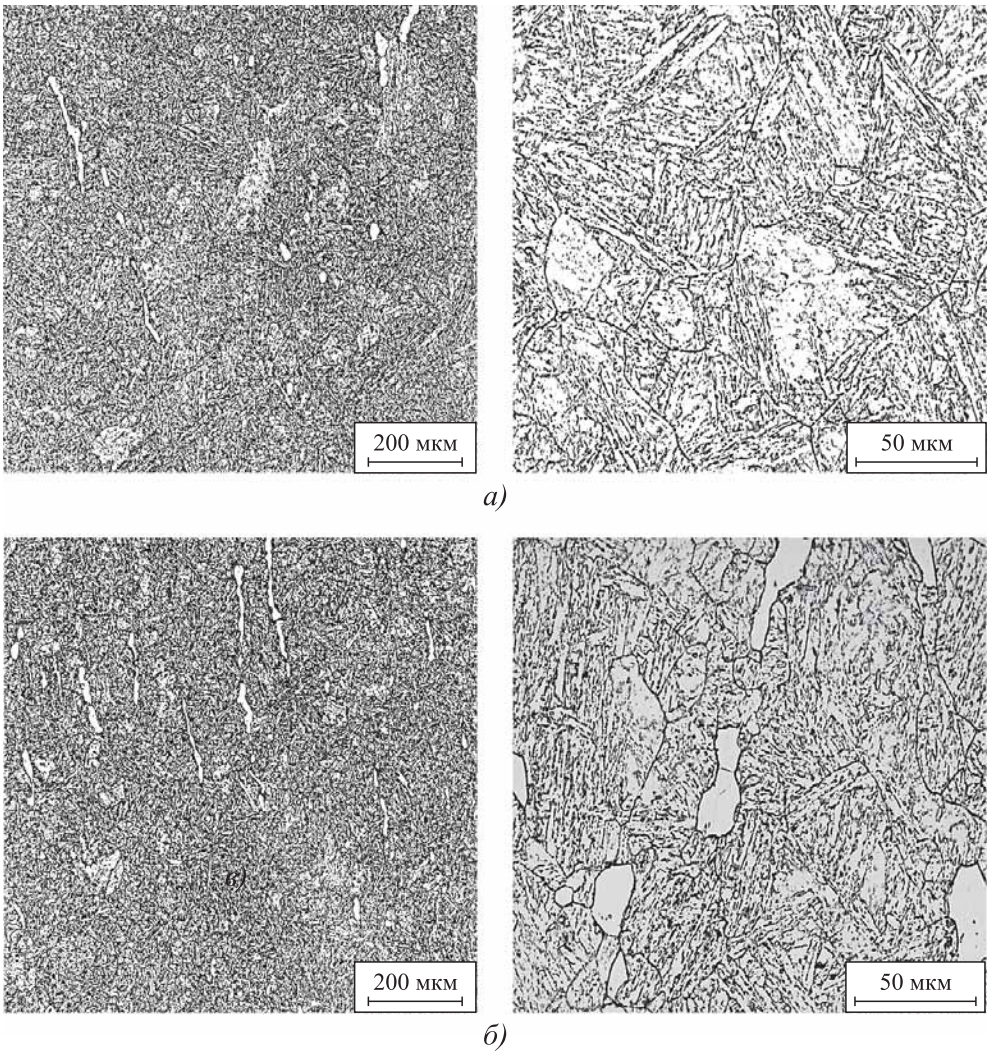


Рис. 4. Микроструктура металла зоны термического влияния сварного соединения из стали 15Х11МФБ на участке на расстоянии 1,5 (*а*) и 3,0 мм (*б*) от линии сплавления после гомогенизации и термического улучшения при различных увеличениях

металла зоны термического влияния сварного соединения на всем ее протяжении, начиная от линии сплавления до основного металла.

Для сравнения оценивали прочностные и вязкопластические свойства сварного соединения из стали 15Х11МФБ после стандартного послесварочного отпуска при температуре 750 °С и предлагаемой термической обработки (гомогенизация + термическое улучшение). Результаты этого исследования представлены на рис. 5.

На рис. 5 видно, что технология термической обработки металла сварного соединения из стали 15Х11МФБ, включающая в себя гомогенизацию с последующим термическим улучшением, позволяет более чем в 2 раза повысить его вязкопластические свойства по сравнению со стандартным режимом послесварочного отпуска. При этом прочностные свойства стали не снижаются и обеспечивается равнопрочность металла зоны термического влияния сварного соединения за счет устранения мягкой прослойки.

Выводы

1. Гомогенизация при температуре 1150 °С с последующим термическим улучшением позволяет более чем в 2 раза повысить вязкопластические свойства металла сварного соединения по сравнению с режимом послесварочного отпуска без снижения прочностных свойств стали мартенситно-ферритного класса марки 15Х11МФБ.

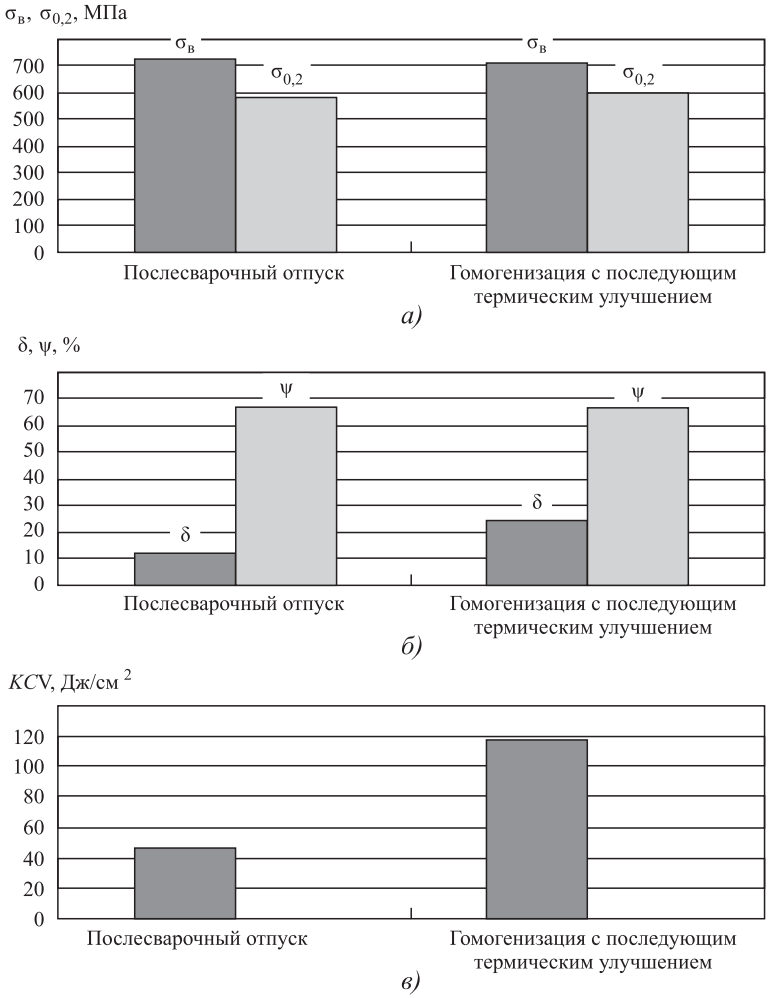


Рис. 5. Влияние послесварочного отпуска и новой технологии термической обработки на прочностные и вязкопластические свойства металла сварного соединения из стали 15Х11МФБ:

а, *б* — основной металл; *в* — металл шва. Режимы термической обработки: послесварочный отпуск при 750 °С, охлаждение на воздухе; новая технология — гомогенизация при 1150 °С, 16 ч, охлаждение на воздухе + закалка от 1050 °С на воздухе с последующим отпуском при 750 °С и охлаждением на воздухе

2. Технология термической обработки, включающая в себя гомогенизацию при температуре 1150 °С с последующим термическим улучшением, позволяет устранить мягкую прослойку металла зоны термического влияния сварного соединения на участке неполной перекристаллизации структуры стали 15Х11МФБ мартенситно-ферритного класса, что невозможно при стандартном режиме послесварочного отпуска.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Конструкционные** материалы ядерных реакторов: учебник для вузов / Н.М. Бескоровайный, Б.А. Калин, П.А. Платонов, И.И. Чернов. М.: Энергоатомиздат, 1995. 704 с.

2. **Азбукин В.Г., Горынин В.И., Павлов В.Н.** Перспективные коррозионно-стойкие материалы для оборудования и трубопроводов АЭС. СПб.: ЦНИИ КМ "Прометей", 1997. 118 с.

3. **Марочник** сталей и сплавов. / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др., под общ. ред. А.С. Зубченко. 2-е изд. доп. и испр. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.

4. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42—48.

5. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22—29.

6. **Концепция** карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости / В.И. Горынин, С.Ю. Кондратьев, М.И. Оленин, В.В. Рогожкин // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10 (712). С. 32—38.

7. **Влияние** гомогенизации на хладостойкость высокопрочных коррозионно-стойких сталей / М.И. Оленин, В.Н. Павлов, Н.Г. Быковский, Е.Н. Башаева, Т.М. Гусельникова // Вопросы материаловедения. 2009. № 2 (58). С. 33—37.

8. **Хромченко Ф.А.** Сварка оборудования электростанций: справочник. М.: Энергия, 1977. 368 с.

9. **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36—38.

10. **Анастасиади Г.П., Сильников М.В.** Неоднородность и работоспособность стали. СПб.: Полигон, 2002. 624 с.

11. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб., 2006. 363 с.

12. **Пат. 2388833 РФ.** Способ термической обработки высокопрочной коррозионно-стойкой стали мартенситного класса / М.И. Оленин, Б.И. Бережко, В.И. Горынин, В.Н. Павлов, Н.Г. Быковский, И.С. Осипова. Опубл. 10.05.2010, Бюл. № 13.

13. **Повышение** сопротивления хрупкому разрушению высокохромистых сталей мартенситного и мартенситно-ферритного классов за счет гомогенизирующего отжига / Б.И. Бережко, М.И. Оленин, В.И. Горынин, В.И. Стольный // Вопросы материаловедения. 2016. № 3 (87). С. 7—13.

Владимир Игоревич Горынин, д-р техн. наук;
Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,
petroprom2013@yandex.ru;
Михаил Иванович Оленин, канд. техн. наук

УДК 621.762:669.24

А.А. Буякина, А.Е. Князев, А.М. Волков, И.С. Куко
(ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ, г. Москва)

Исследование параметров газовой атомизации жаропрочного никелевого сплава для дисков газотурбинных двигателей

Рассмотрены процессы диспергирования сложнолегированных сплавов. На примере жаропрочного сплава на основе никеля для дисков газотурбинных двигателей исследовано влияние режимов газовой атомизации на характеристики гранул фракции 10...63 мкм. Описаны основные стадии процесса и оценено влияние на морфологию гранул технологических параметров: расхода распыляющего газа на форсунке и диаметра отверстия наконечника трубки металлопровода. Исследован фракционный состав гранул, полученных по различным режимам атомизации. Приведены микроструктуры и описана морфология гранул различных фракций.

Ключевые слова: диспергирование; гранула; жаропрочный никелевый сплав; давление атомизации; скорость распыления; фракция.

The dispergation processes of complex-alloyed alloys are considered. The influence of gas atomization regimes on characteristics of powder 10...63 μm are investigated evidence from Ni-base superalloy for gas-turbine engines disks. The main stages of the process are described. The influence of the technological parameters (gas atomization consumption from the nozzle and pipeline hole diameter) on the morphology of powder particles are evaluated. The fractional composition of the powder produced by various atomization regimes are investigated. The microstructures and the morphology of various fractions of powder are presented.

Keywords: dispergation; powder; Ni-base superalloy; gas atomization pressure; atomization velocity; fraction.

Введение. Применение новых материалов в деталях и конструкциях перспективных газотурбинных двигателей (ГТД) требует разработки современных технологий их производства. Порошковые материалы находят все большее применение: классические методы порошковой металлургии, композиционные материалы, аддитивные технологии и т.д.

Помимо расширения областей применения порошков возрастают требования к однородности распределения гранул по размеру, морфологии частиц, чистоте материала по примесям. При этом широкое внедрение данных технологий в России во многом сдерживается отсутствием широкой номенклатуры металлопорошковых композиций отечественного производства.

Жаропрочные никелевые сплавы успешно зарекомендовали себя в качестве материалов для ответственных деталей авиакосмического назначения. Учитывая неразрывность цепочки "материал—технология—конструкция", методы производства порошков из новых жаропрочных никелевых сплавов должны разрабатываться не только с учетом физико-химических особенностей материалов, но и специально под используемое технологическое оборудование [1—3].

Для высоколегированных сплавов наибольшее распространение получили методы распыления расплава или его поверхностной пленки. Они основаны на высокоскоростной кристаллизации жидкого металла и позволяют получать сферические порошки с однородным химическим и фракционным составом [4].

Применяют три основных способа производства металлических порошков из жаропрочных никелевых сплавов: центробежное распыление литых заготовок, центробежное распыление расплава и газоструйное распыление.

Недостатком первого метода является необходимость качественного изготовления слитков (расходуемых заготовок) [5]. Необходимость их механической обработки снижает выход годного материала. Производство гранул размером менее 40 мкм данным методом — достаточно сложная техническая задача, так как необходимо увеличивать частоту вращения расходуемой заготовки и снижать воздействие возрастающих при этом вибраций [6].

Второй способ (центробежное распыление расплава) не имеет подобных недостатков, так как в нем раскручивается не расходуемая заготовка, а специальный диск, на который сливают расплав. Однако возможное взаимодействие расплава с материалом диска (как правило, металлического) может изменять химический состав получаемых гранул. Подобные установки имеют большие габаритные размеры из-за необходимости совмещения плавильного узла, привода вращения и камеры для охлаждения [7].

Газоструйное распыление (газовая атомизация) — наиболее распространенный способ производства металлических порошков. Более 90 % всех металлических порошковых материалов для аддитивных технологий производят именно этим методом. К преимуществам данной технологии относятся высокая производительность процесса, высокий выход годного по порошкам тонких фракций (менее 40 мкм), чистота получаемых материалов по газовым примесям, высокий коэффициент сферичности гранул, возможность варьирования фракции получаемых частиц [8].

Цель работы — исследование влияния технологических параметров атомизации (расход газа на форсунке, диаметр отверстия наконечника ведущей трубки) на фракционный состав и структуру порошка отечественного жаропрочного сплава на никелевой основе для дисков ГТД, изготовленного на ФГУП "ВИАМ".

Материалы и методы исследований. В качестве объекта исследования выбран жаропрочный сплав на никелевой основе системы Ni—Co—Cr—W—Mo—Nb—Al—Ti—Ta [9]. Материал для проведения исследований получен вакуумно-индукционной плавкой (ВИП) на чистой шихте с кристаллизацией в разъемный чугунный кокиль, обеспечивающей получение слитков диаметром 30 мм [10].

Металлический порошок получали методом газовой атомизации (распыление расплава аргоном) на установке HERMIGA 10/100 VI, оснащенной вакуумным индукционным плавильным блоком с донным сливом. Загрузка исходного металла (слитков диаметром 30 и длиной 300...500 мм) в тигель составляла до 15 кг. Распыление осуществляли на фракцию 10...63 мкм, как наиболее распространенную для применения в технологиях селективного лазерного сплавления [11].

Пылевидную фракцию размером частиц менее 10 мкм удаляли в циклонном классификаторе фирмы PSI. Гранулометрический состав порошка определяли методом лазерной дифракции на приборе измерения размера частиц Analysette 22 Nanotec plus. Исследование фракционного состава методом ситового анализа проводили с помощью лабораторного виброгрохота Analysette 3 с комплектом тканых металлических сит от 63 до 200 мкм.

Форму частиц и морфологию поверхности порошка жаропрочного никелевого сплава, а также микроструктуру поперечных шлифов гранул изучали на растровом (сканирующем) электронном микроскопе JSM6490-LV.

Результаты исследований и их обсуждение. Процесс распыления на установке HERMIGA10/100 VI заключается в следующем. В тигель камеры плавления загружают подготовленные литые заготовки, затем камеру вакуумируют и посредством наведения электромагнитной индукции расплавляют исходный металл. В камерах плавления и распыления напускается аргон для оптимизации процесса распыления и формирования защитной атмосферы, предотвращающей активное испарение основных легирующих элементов и микродобавок.

Далее включают подогрев ведущей трубки, чтобы при истечении расплава металла не происходило его захолаживания и возможного прерывания процесса распыления. Параллельно этому проводят перегрев расплава. По достижении требуемой температуры осуществляют подачу расплава по ведущей трубке (металлопроводу) к форсунке. Металл начинает течь вследствие пьезометрического напора. В этот момент для дополнительного ускорения процесса истечения устанавливают избыточное давление над зеркалом расплава и включают подачу распылительного газа (рис. 1).

Потоком аргона, проходящим через газовую форсунку, разбивается струя жидкого металла. Капли металла при свободном полете в камере распыления принимают сферическую форму, кристаллизуются и охлаждаются.

Основные параметры, влияющие на скорость атомизации и, соответственно, на качество изготовляемого металлического порошка — скорость подачи металла и расход аргона, проходящего через форсунку. Первый параметр регулируют внутренним диаметром наконечника ведущей трубки и избыточным

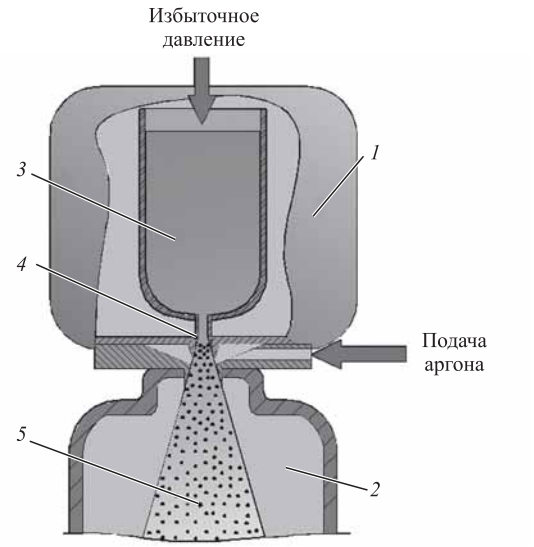


Рис. 1. Схема процесса газовой атомизации:

1 — камера плавления; *2* — камера распыления; *3* — расплав металла; *4* — ведущая трубка (металлопровод); *5* — распыляемые гранулы

давлением, а второй — давлением атомизации. Для получения максимального выхода годного, особенно по узким фракциям, корректируют соотношение подачи металла и аргона во время цикла распыления.

Основные параметры, влияющие на размер получаемых в процессе распыления гранул:

— параметры, определяющие расход металла: избыточное давление над зеркалом расплава и диаметр проходного сечения наконечника металлопровода, через который осуществляется слив расплава;

— параметры, определяющие расход распыляющей среды (аргона): давление распыляющего газа и геометрия сопла форсунки;

— температурные параметры расплава, влияющие на его жидкотекучесть и поверхностное натяжение, определяют фрагменты (тонкие пленки), образующиеся при дроблении струи расплава и формирующие частицы сферической или округлой формы.

Для проведения эксперимента было выбрано пять режимов с разным набором наконечников ведущих трубок с внутренним диаметром 1,5...2,5 мм ($d_1 < d_2 < d_3$) и различными значениями давления атомизации: от 3 до 4,5 МПа. ($p_1 < p_2 < p_3 < p_4$). Температура перегрева расплава металла была постоянной и составляла 250...300 °С. Избыточное давление аргона над зеркалом расплава также было постоянным (табл. 1).

Порошок извлекали из установки не ранее чем через 2 ч после завершения процесса распыления, что обеспечивало его остывание до комнатной температуры. Далее проводили рассев порошка на ситах с проходным сечением 200 мкм для отделения скрапа и частиц неправильной формы. Фракцию менее 10 мкм отделяли методом газодинамической сепарации. Типичный гранулометрический состав порошка фракции 10...200 мкм после распыления представлен на рис. 2.

Так как наибольшее применение имеет фракция 10...63 мкм, то для изучения влияния параметров процесса на выход годного проводили исследование фракционного состава. Это позволило более детально выявить различия в размере частиц, полученных по разным режимам атомизации, за счет увеличения шага измерений по сравнению с гранулометрическим анализом. Фракционный состав

1. Режимы атомизации

Номер режима	Параметры расхода металла		Параметры расхода распыляющей среды	Температура расплава, °С
	Давление над зеркалом расплава	Диаметр наконечника ведущей трубки ($d_1 < d_2 < d_3$)	Давление распыляющей среды ($p_1 < p_2 < p_3 < p_4$)	
1	const	d_3	p_2	$T_{пл}$ +(250...300)
2		d_2	p_1	
3		d_1	p_3	
4		d_2	p_3	
5		d_1	p_4	

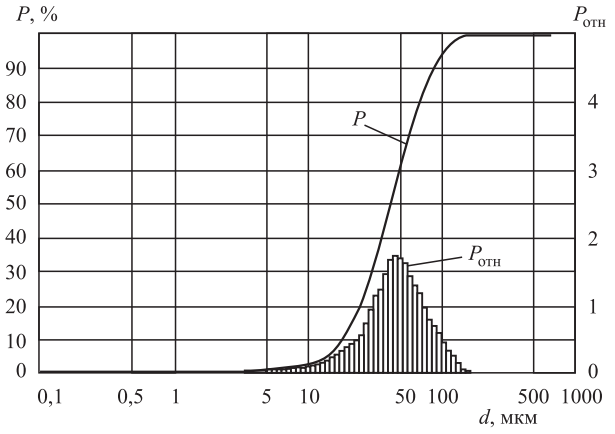


Рис. 2. Гранулометрический состав порошка фракции 10...200 мкм после распыления

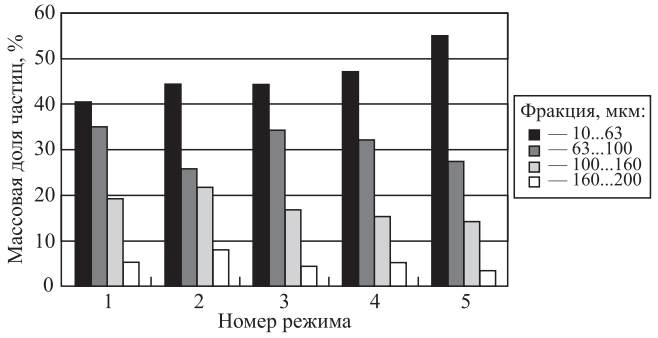


Рис. 3. Фракционный состав порошка после атомизации по режимам № 1—5

порошка после различных режимов атомизации приведен на рис. 3.

После ситового анализа порошка от полученных фракций гранул были отобраны пробы на газовый анализ. Содержание кислорода и азота для порошков, полученных по режимам № 4 и 5, с наиболее высоким выходом годного по фракции 10...63 мкм, приведено в табл. 2. Результаты для различных режимов распыления практически идентичны. Содержание азота не зависит от размера гранул, а кислорода — находится в обратной зависимости.

Морфологию частиц и поверхность гранул фракций 10...63 и 63...100 мкм исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии. Установлено, что чем больше размер гранулы, тем больше вероятность образования на ней сателлитов (рис. 4, *б*, *г*). Однако для гранул крупных размеров характерна более сферическая форма (без учета наличия сателлитов) по сравнению с мелкими (рисунок 4, *а*, *в*).

Как показано выше, основными факторами, определяющими дисперсность получаемых

2. Содержание газовых примесей в исходных слитках (ВИП) и гранулах

Номер режима распыления	Фракция, мкм	Массовая доля примесей, %	
		N	O
Исходный слиток (ВИП)	—	0,0015	0,0010
4	10...63	0,0016	0,0092
	63...100	0,0018	0,0051
	100...160	0,0017	0,0038
	160...200	0,0016	0,0031
5	10...63	0,0016	0,0094
	63...100	0,0017	0,0046
	100...160	0,0019	0,0040
	160...200	0,0017	0,0033

частиц, являются совокупность параметров расхода распылительной среды и расхода металла в процессе истечения расплава и его распыления. На расход металла влияют не только проходное сечение и избыточное давление в плавильной камере, но также и плохо прогнозируемое значение донного давления — давление на срезе металлопровода, которое определяется специфическими турбулентными потоками распыляющего газа и носит локальный характер.

Учитывая высокие необходимые температуры перегрева и высокую вязкость расплава, снижение расхода металла за счет уменьшения проходного сечения металлопровода возможно только до определенного уровня, а уменьшение избыточного давления над зеркалом расплава может привести к прерыванию струи и кристаллизации (захолаживанию) расплава в металлопроводе. При этом повышение давления распыления может способствовать чрезмерному росту донного давления, что снизит расход металла. Таким образом, особое внимание при выборе параметров было уделено давлению распыляющей среды и выбору диаметра наконечника ведущей трубки при распылении.

Проведенные циклы распыления показали правильность выбора температуры перегрева расплава на 250...300 °С выше температуры ликвидус сплава. Данная температура обеспечивает, с одной стороны, полное растворение всех фазовых составляющих сплава, а с другой —

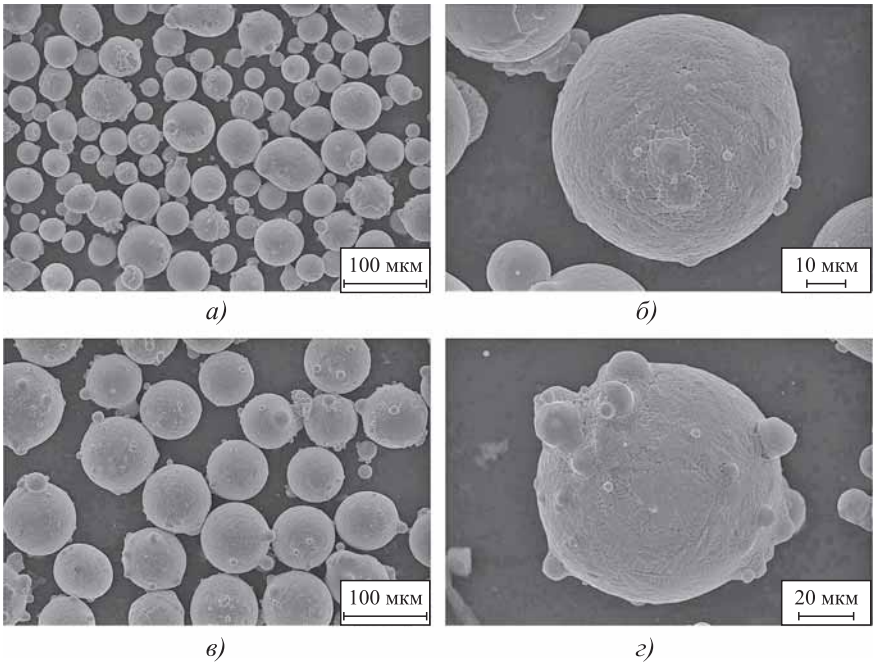


Рис. 4. Морфология частиц гранул различных фракций (СЭМ):
а, *б* — 10...63 мкм; *в*, *г* — 63...100 мкм

понижает вязкость расплава для равномерного истечения металла через ведущую трубку.

Выбранная температура перегрева обеспечивала слив практически всей массы загруженного в тигель металла. Недостаточная температура может приводить к захолаживанию струи, ее последующей кристаллизации и прекращению процесса распыления. Перегрев сверх необходимого может приводить к чрезмерному увеличению жидкотекучести расплава, повреждению оборудования, а также выгоранию некоторых легирующих элементов сплава.

Для исследуемого жаропрочного никелевого сплава подобран режим газовой атомизации, обеспечивающий содержание фракции 10...63 мкм на уровне 50 % после аэродинамической сепарации и отсева скрапа (см. рис. 3, 4).

Содержание азота в гранулах практически не изменяется по сравнению с исходным слитком, полученным вакуумной индукционной плавкой. Для кислорода прирост составляет до 9—10 раз. Основной механизм повышения содержания кислорода связан с увеличением удельной поверхности при переходе от слитков к гранулам, так как данный элемент крайне незначительно растворен в твердом растворе сплава [12].

Прямым расчетом можно получить, что площадь поверхности 1 кг гранул рассматриваемой фракции 10...200 мкм равна 10 м^2. При этом чем меньше средний размер гранул, тем больше их общая площадь и выше массовое содержание кислорода (табл. 2).

Содержание азота в гранулах по сравнению с исходными литыми заготовками практически не изменяется, так как азот является менее активным газом по сравнению с кислородом. В условиях заполнения поверхности частиц кислородом азот будет присутствовать только в сплаве в виде нитридов и незначительно в твердом растворе [13]. Поскольку при атомизации используют аргон высокой чистоты, а остаточное давление воздуха в камере составляет 0,13...1,33 Па, то загрязнения материала азотом практически не наблюдается. Полученные результаты, по содержанию газовых примесей в гранулах хорошо согласуются с литературными данными [14].

Различия в форме частиц в зависимости от их размера подчиняются нескольким закономерностям. По закону сохранения энергии все капли, образующиеся при разбиении струи расплава газом, имеют практически одинаковый импульс, поэтому мелкие частицы будут иметь более высокую скорость по сравнению с крупными.

При газовой атомизации конус, образующийся при распылении струи металла, имеет небольшие размеры и капли летят в одном направлении (вниз). В таких условиях мелкие частицы могут сталкиваться с крупными, что будет приводить к формированию сателлитов на поверхности гранул [15]. Так как у гранул крупных фракций скорость меньше, чем у мелких, то и вероятность образования сателлитов на крупных частицах выше, чем у мелкодисперсных (см. рис. 4, *б*, *г*).

Различия в форме частиц для данного сплава и режимов распыления, по-видимому, можно объяснить следующим образом. Крупные капли, образовавшиеся при разбиении струи при газовом распылении, могут претерпевать повторное разбиение, если воздействие распыляющей среды превысит поверхностное натяжение расплава. Если крупная капля оказывается в области рабочего пространства со значением

давления газа, недостаточного для вторичного разбиения, то капля продолжает полет и кристаллизуется в крупную гранулу.

Заключение. Таким образом, крупные частицы охлаждаются в зоне пониженного давления по сравнению с мелкими частицами. Соответственно, крупная частица испытывает меньшее удельное аэродинамическое воздействие газовой среды при полете. Так как время кристаллизации крупной частицы больше, чем мелкой, то крупная частица успевает перераспределить свое вещество, чтобы приблизить свою форму к сферической, обладающей минимальной энергией. В таких условиях мелкие гранулы не только сильнее деформируются от повышенного аэродинамического сопротивления среды, но и не успевают до полной кристаллизации перестроить свою форму за счет высокой скорости охлаждения (см. рис. 4, *а*, *в*).

Полученные результаты будут использованы в дальнейших исследованиях по отработке режимов газовой атомизации жаропрочных никелевых сплавов для производства металлических порошков для селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и для использования в качестве матрицы высокотемпературных металлокерамических композиционных материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1. С. 3—33.

2. **Каблов Е.Н.** Материалы и технологии ВИАМ для "Авиадвигателя" // ИБ "Пермские авиационные двигатели". 2014. № S. С. 43—47.

3. **Оспенникова О.Г.** Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 19—36.

4. **Кошелев В.Я., Гарибов Г.С., Сухов Д.И.** Основные закономерности процесса получения гранул жаропрочных сплавов методом плазменного распыления вращающейся заготовки // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 97—103.

5. **Совершенствование** технологии производства литых заготовок для получения гранул жаропрочных никелевых сплавов / Д.А. Карягин, А.А. Офицеров, В.И. Кондратьев, Г.С. Гарибов, В.И. Кошелев // Технология легких сплавов. 2006. № 4. С. 61—65.

6. **Востриков А.В., Сухов Д.И.** Производство гранул методом PREP для аддитивных технологий — текущий статус и перспективы развития // Труды ВИАМ. 2016. № 3. Ст. 03. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 15.04.2016 г.).

7. **Новые** конструкционные материалы — наноконструкторные гранульные композиты и эффективность их применения в двигателестроении / Ю.П. Москвичев, В.И. Панин, С.В. Агеев, Н.Д. Чайнов, Л.Л. Мягков // Грузовик. 2011. № 2. С. 45—47.

8. **Исследование** мелкодисперсных порошков припоев для диффузионной вакуумной пайки, полученных методом атомизации расплава / Е.Н. Каблов, А.Г. Евгенов, В.С. Рыльников, А.Н. Афанасьев-Ходыкин // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. "Машиностроение". 2011. № SP2. С. 79—87.

9. **Влияние** термомеханической и термической обработки на структуру и свойства сплава ВЖ177 / А.А. Буякина, М.Н. Летников, М.М. Бакрадзе, С.А. Шугаев // Труды ВИАМ. 2016. № 10. Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 30.11.2016 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-2-2.

10. **Вакуумная** индукционная плавильно-разливочная установка VIM 12 III HMC для получения высококачественных жаропрочных никелевых сплавов / Д.Е. Каблов, Е.Г. Шомполов, В.В. Сидоров, А.В. Горюнов // Труды ВИАМ. 2014. № 5. Ст. 05. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 15.04.2016 г.).

11. **Евгенов А.Г., Неруш С.В., Василенко С.А.** Получение и опробование мелкодисперсного металлического порошка высокохромистого сплава // Труды ВИАМ. 2014. № 5. Ст. 04. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 30.11.2016 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-4-4.

12. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 3. Книга 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Металлургия, 2001. 872 с.

13. **Каблов Д.Е., Сидоров В.В.** Азот в монокристаллических жаропрочных сплавах // Литейное производство. 2012. № 3. С. 6—8.

14. **Кошелев В.Я., Егоров Д.А.** Влияние атмосферы хранения на адсорбционную способность гранул жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2010. № 4. С. 41—45.

15. **Исследование** физико-механических свойств гранул из нового высокопрочного никелевого сплава, изготовленных методом PREP / А.В. Востриков, Г.С. Гарибов, Л.Б. Бер, С.Д. Шляпин // Технология легких сплавов. 2013. № 2. С. 69—75.

Анна Алексеевна Буякина;
Андрей Евгеньевич Князев;
Александр Максимович Волков, канд. техн. наук;
Иван Сергеевич Куко,
admin@viam.ru

УДК 621.221:521.974-82(088.8)

Ю.В. Иванов
(Удмуртский государственный университет, г. Ижевск),
В.Б. Дементьев
(Институт механики Уральского отделения РАН, г. Ижевск)

Системы улучшения акустических характеристик кузнечно-прессовых машин и механизмов

Рассмотрены технические решения управления акустическими потоками в кузнечно-прессовых машинах. Для уменьшения интенсивности акустических потоков кузнечно-прессовых машин предложено использовать дополнительные рельефные канавки на зеркале штампов, акустические экраны для линии разъема штампов, конструкцию малошумного газового сопла для сдувки окалины, размерный ряд глушителей акустических потоков для систем управления кузнечно-прессовыми машинами.

Ключевые слова: акустические потоки; кузнечно-прессовые машины; рельефные канавки на зеркале штампов; акустические экраны; газовое сопло; глушители акустических потоков.

Technical solutions for controlling by acoustic streams in forge-press machines are considered. Additional relief grooves on dies face, acoustic screens for socket line of dies, design of quiet gas nozzle for deburring of scale, size range of acoustic streams mufflers for control systems by forge-press machines is offered to use for reduction of intensity of acoustic streams of forge-press machines.

Keywords: acoustic streams; forge-press machines; relief grooves on dies face; acoustic screens; gas nozzle; mufflers of acoustic streams.

Кузнечно-прессовые машины занимают значительную часть среди парка металлообрабатывающего оборудования, составляя основу заготовительного производства машиностроения.

Существующий парк кузнечно-прессового оборудования представлен машинами ударного действия в виде кузнечных штамповочных и ковочных молотов, а также машинами квазистатического действия, большую часть которых составляют многочисленные конструкции прессов. Эксплуатация указанных машин сопровождается генерацией технологических, импульсных, ударных и квазистатических нагрузок на заготовку, что приводит к возникновению виброакустических потоков энергии, существующие уровни которых значительно превышают санитарные нормы.

В современных условиях предъявляют высокие требования к конкурентоспособности, промышленной безопасности кузнечно-прессовых машин и превышение действующих значений виброакустических характеристик негативно отражается на условиях труда персонала, препятствуя привлечению новых кадров.

Рассмотрим устройства улучшения акустических характеристик кузнечно-прессовых машин, разработанные авторами статьи.

Кузнечные молоты традиционно являются источниками импульсных акустических потоков с уровнем звука 120...140 дБА, что на 40...60 дБ превышает существующие санитарные нормы. Прессовое оборудование генерирует акустические потоки меньшего уровня (115...120 дБА), что также превышает нормативные значения.

Установлено, что в структуре акустических воздействий молотов присутствуют составляющие звуковых вибраций от соударения базовых деталей молота и определенный вклад вносят аэродинамические акустические потоки от воздействия воздушной струи при соударении штампов.

Экспериментальные исследования структуры акустических потоков показали, что максимальные значения уровня импульсного шума возникают раньше, чем произошло смыкание штампов при "жестких" ударах молота. Скорость движения акустического возмущения оказывается больше, чем скорость звука в среде, в которой распространяется акустическая волна, вызванная движениями частей молота. Таким образом, акустическое возмущение среды возникает раньше, чем произошел технологический удар от соударения штампов.

Воздушный выхлоп из межштампового пространства в момент удара создает скачок давления, воспринимаемый как ударная волна. Шум, создаваемый волной сжатого воздуха, кратковременный, однако его интенсивность достигает более 140 дБА. Указанное явление является самостоятельным, дополнительным источником генерации шума кузнечным молотом.

Аналогичный результат зафиксирован в работе [1], где отмечено, что вытекающий из межштампового объема акустический поток сжатого воздуха на расстоянии 0,5 м от молота создает уровень звука до 160 дБА. Импульсный шум такой интенсивности оказывает серьезное болевое воздействие на персонал, обслуживающий молот.

Мероприятия по снижению механических шумов известны и широко применяются в промышленности для защиты персонала [2]. Реализация технических решений сводится к уменьшению скоростей соударения сопрягаемых деталей путем использования звукопоглощающих покрытий и кожухов.

Для уменьшения интенсивности газодинамического потока необходимые технические решения следует реализовывать по двум направлениям: активное и пассивное снижение мощности газодинамических струй.

Первое направление реализуется в устройствах, воздействующих на воздушную струю и снижающих ее скорость при сближении штампов. Конструктивно данное техническое решение может быть реализовано в виде дополнительных замкнутых канавок, выполненных на свободной от гравюры поверхности зеркала половин штампа (рис. 1). При смыкании половин штампов *1*, *2* канавки *3*, *4* образуют систему замкнутых каналов. При этом воздушный поток распределяется по этим каналам за счет

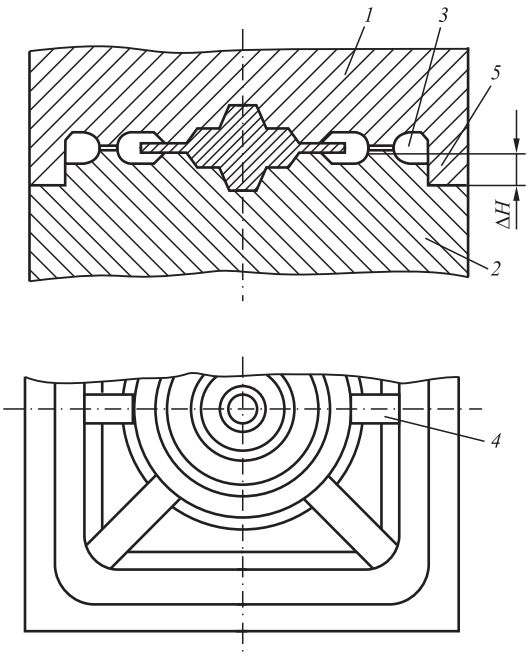


Рис. 1. Конструкция зеркала штампов

внезапных расширений и создания встречных потоков, что способствует уменьшению скорости движения струи, соответственно, снижается аэродинамический шум.

Объем канавок должен быть достаточным для того, чтобы давление сжатого воздуха в межштамповом пространстве даже после смыкания полостей половин штампа увеличивалось незначительно по сравнению с давлением окружающей среды.

Устройства пассивного снижения мощности газодинамических струй, не воздействуя на источник, генерирующий шум, ограничивают распространение звука в изолированной области. К ним относятся экраны (рис. 2), турбулизаторы, сетки, установленные вокруг зоны сопряжения штампов под определенным углом к плоскости разъема и на расстоянии не большем, чем длина участка струи, генерирующей шум. В про-

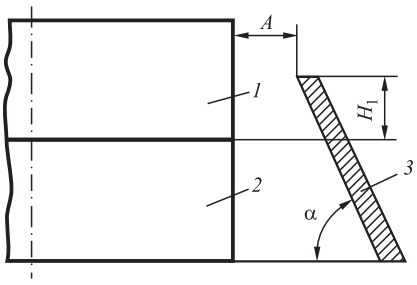


Рис. 2. Акустический экран для линии разъема штампов

тивном случае их акустическая эффективность уменьшается.

При проектировании устройства необходимо определить высоту H_1 перекрытия плоскости разъема штампов *1*, *2* экраном *3*. Объем канавок выбирают с учетом обеспечения относительной начальной скорости воздушной струи (число Маха), равной примерно 0,1, так как при этой скорости звуковая мощность струи не превышает 100 дБА. Для пятитонного молота объем канавок составит 0,04 м^3.

При конструировании акустического экрана его целесообразно располагать на расстоянии $A \leqslant (5...6)\Delta H$ от боковой поверхности штампа под углом α, который варьируется от 60 до 90°. Величина A = 0,25 м; H_1 = 0,15 м. Комплексное применение указанных мероприятий позволяет уменьшить акустическую мощность аэродинамической составляющей структуры газового потока молота на 30...35 дБ. При этом повышается безопасность труда на рабочих местах.

Наряду с основными источниками шума работа кузнечных молотов сопровождается дополнительными источниками шума, генерируемого вспомогательными механизмами сдувки окалины и технологической смазки. Данные механизмы работают в периодическом, импульсном режиме, создавая шум с уровнем звука 96...108 дБА, что негативно сказывается на обслуживающем персонале. Существующие конструкции сопел выполняются в виде камерного глушителя с адсорбентом на внутренней поверхности, однако данная конструкция ограничивает эффективность работы механизма сдува.

Аэродинамический шум механизма сдувки — это шум свободно истекающей газовой струи при критическом и закритическом отношении давлений в полости истечения к внешней среде. Для профилирования геометрии необходимых конструкций сопел следует использовать положения газовой динамики из теории взаимодействия газовых струй.

Разработана гамма конструкций газовых сопел, в которых использованы основные положения теории газовых струй. Общая схема устройства (рис. 3) представлена в виде небольшой камеры расширения с соотношением ее диаметра к диаметру входного канала, равным 2. Выходной канал выполняется мно-

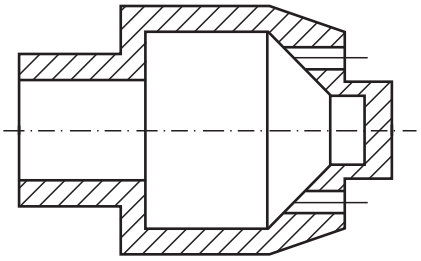


Рис. 3. Конструкция газового сопла для сдувки

гоструйным, содержит 16 отверстий, размещенных концентрично. Протяженность выпускных каналов составляет не менее пяти калибров выпускных струек.

Ряд условных диаметров конструкций составляет $(8...16)\cdot10^{-3}$ м. Использование многоструйного сопла позволяет трансформировать газовую струю, разделить ее на составляющие и при этом уменьшить турбулентность потока при истечении и, соответственно, шум. Уровень звука указанных конструкций при давлении 0,2 МПа составляет 75 дБА, а при давлении 0,5 МПа — 82 дБА.

Многочисленное прессовое оборудование обладает своими источниками, генерирующими импульсные шумы. Для данного оборудования характерны механические шумы из зоны обработки, особенно при выполнении разделительных операций. Уровень звука при этом 110...115 дБА.

Типичные методы снижения данного шума включают в себя использование акустического экрана рабочей зоны пресса из волокнистого материала и изменение углов торцевых поверхностей пуансона и матрицы, что уменьшает шум. Наиболее важным источником негативной акустики в прессовом цехе является аэродинамический шум при выпуске сжатого воздуха из пневмораспределителя системы управления прессом.

Указанные источники шума характерны для кривошипных горячештамповочных прессов, обрезных прессов, листоштамповочных прессов, гильотинных пресс-ножниц, горизонтально-ковочных машин.

Существующие конструкции глушителей [3] с пористыми акустическими элементами имеют ограниченный ресурс эффективной работы вследствие закупорки пор частицами взвеси масла, пыли, конденсата и окалины. Это приводит к повышению давления

Рис. 4. Глушитель шума

Рис. 5. Размерный ряд глушителей шума

в заглушаемой полости пневмораспределителя и последующему разрушению акустического элемента. Повышение противодавления в полости увеличивает гидравлическое сопротивление магистрали управления муфтой и тормозом пресса, что приводит к сдваиванию ходов пресса и аварийной ситуации с оператором.

Сочетание акустического и газодинамического расчета [4] с использованием теории газовых струй позволило создать конструкцию камерного глушителя (рис. 4) с плоскими щелями на боковой поверхности, обеспечивающего снижение интенсивности акустического потока на уровне конструкций глушителей ведущих зарубежных фирм (Herion, Ross) и обладающего повышенной долговечностью. Ресурс работы предложенных конструкций составляет более 15 лет без изменения эффективности работы.

Функционирование данных глушителей связано с трансформацией газового потока, изменения параметров турбулентной струи, уменьшением скорости истечения энергоносителя и аэродинамического шума. При этом турбулентная струя источника шума в камерах глушителя обеспечивает создание встречных потоков, рассеивание их на мелкие струйки, скорость которых на выходе существенно уменьшается. Указанные мероприятия позволяют уменьшить уровень шума на 20...25 дБ.

Заключение. Создана гамма конструкций глушителей шума, охватывающих все конструкции пнемораспределителей кузнечно-прессовых машин и механизмов, обеспечивающие эффективное функционирование без обслуживания в течение длительного срока эксплуатации, составляющего более 15 лет (рис. 5), изготовляются серийно и могут быть рекомендованы к внедрению в кузнечных цехах.

Таким образом, реализация предложенных мероприятий в области управления интенсивностью газодинамических потоков позволяет привести существующие параметры акустической активности кузнечно-прессовых машин и механизмов в соответствие с санитарными нормами, повысить безопасность труда в кузнечных цехах и обеспечить снижение травматизма и профзаболеваний персонала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гумберт Г.** Исследование шума при работе молотов и мероприятия по его снижению // Экспресс-информация "Технология и оборудование кузнечно-штамповочного производства". М.: ВИНИТИ, 1982. № 14. С. 1—27.

2. **Заборов В.И., Клячко Л.Н., Росин Г.С.** Защита от шума и вибрации в черной металлургии. М.: Металлургия, 1988. 216 с.

3. **Белов С.В.** Пористые металлы в машиностроении. М.: Машиностроение, 1981. 247 с.

4. **Иванов Ю.В., Коган М.С.** Анализ шумообразования при работе механических прессов и опыт снижения акустической активности пневмомеханизмов системы управления // Вестник ИжГТУ. 2006. № 2. С. 49—52.

Юрий Васильевич Иванов, канд. техн. наук,
ivsot@mail.ru;
Вячеслав Борисович Дементьев, д-р техн. наук

УДК 621.791:621.9.004

А.И. Вальтер, О.Ю. Михейчева
(Тульский государственный университет)

Статистический анализ качества наплавки стальных изделий

Приведены результаты статистической обработки геометрических данных наплавленной плазмотроном стальной детали на основе закона нормального распределения Гаусса.

Ключевые слова: плазменная наплавка; медная проволока; сталь; геометрические размеры; процент брака.

The results of statistical processing of the geometric data of the weld steel part by plasma torch based on the law of normal distribution of Gauss are presented.

Keywords: plasma-jet hard-facing; copper wire; steel; geometric dimensions; percentage of defects.

Введение. Цель плазменной наплавки — изготовление новых деталей и изделий со специальными износо- и коррозионно-стойкими свойствами поверхности, а также восстановление размеров изношенных и бракованных деталей за счет нанесения покрытий, обладающих высокой плотностью и прочностью сцепления с изделием, работающих в условиях высоких динамических, знакопеременных нагрузок, подверженных абразивному и коррозионному воздействию.

Одними из факторов, определяющих качество наплавленных изделий, являются точность и стабильность используемых диаметральных и линейных размеров до и после наплавки мерных цилиндрических заготовок.

Сопоставление допуска на заготовку, заданного чертежом, и разброса заготовок в исследуемой выборке показали, что процент брака заготовок во всей партии может быть высоким.

Для уменьшения количества бракованных заготовок необходимо ввести входной контроль их размеров перед операцией наплавки и совершенствовать последующие технологические операции термообработки и обточки заготовок, например, методом полного или дробного факторного эксперимента.

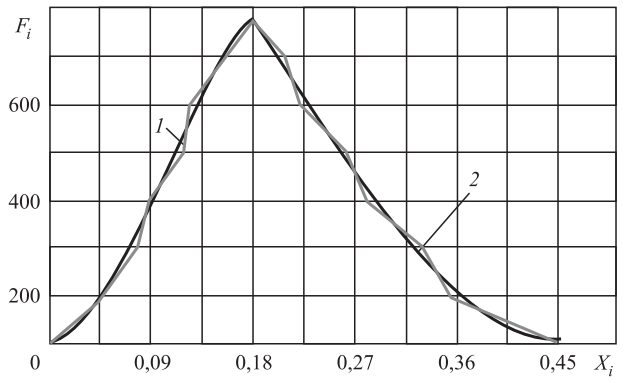
Вследствие неровностей на внутренних поверхностях заготовок и их нелинейной формы процесс замера внутреннего диаметра заготовок с высокой точностью затруднен. В связи с этим внутренний диаметр заготовки измеряли кронциркулем, а затем его показания переносили на штангенциркуль с учетом достаточной стабильности диаметрального размера.

Таким образом, для исследуемой выборки и различных вероятностных прогнозов на всю партию заготовок процент брака по диаметральным размерам заготовки (около 30 %) недопустим.

Цель разработки. Погрешности линейных размеров, а следовательно, и отклонение диаметра заготовки описываются законом нормального распределения (законом Гаусса), если эти размеры получены в одних и тех же технологических условиях (на одном и том же оборудовании, одним инструментом, при одной настройке) [1], т.е. при стабильных размерах заготовки отклонение ее внутреннего диаметра также должно подчиняться нормальному закону распределения.

Для оценки эмпирического распределения анализируемой выборки построим полигон экспериментального распределения и аппроксимируем его теоретической кривой закона Гаусса (см. рисунок).

Проверка правильности и точности выбранного теоретического нормального закона распределения, полученного по результатам замера отклонения, проведенная по критерию согла-



Полигон распределения (*1*) и выровненная по закону Гаусса кривая распределения (*2*) случайной величины (отклонение внутреннего диаметра):

F_i — число заготовок; X_i — значение аргумента

сия Пирсона (χ^2), показала, что в этом случае точность аппроксимации недостаточна.

Причиной этого противоречия может служить нестабильность технологического процесса или смешение выборок, полученных при различных настройках инструмента. Анализ построенного полигона эмпирического распределения показал, что первый и второй интервалы, в которые входят заготовки с минимальным отклонением внутреннего диаметра, имеют низкие значения эмпирических частот (2 и 3 соответственно). Вероятно, эти заготовки получены первыми из наплавляемой партии, когда происходит включение плазмотрона и процесс наплавки пояска еще не стабилизировался.

Из указанного выше следует, что заготовки, полученные в начальный момент после включения плазмотрона (30...60 мин), остановленного ранее по каким-либо причинам, должны подвергаться тщательному 100%-ному контролю.

Методы исследования. Сопоставление допуска δ_1 на отклонение внутреннего диаметра заготовки, заданного чертежом, и разброса отклонения диаметра заготовок R в исследуемой выборке (размаха выборки) показали, что пять заготовок имеют отклонения внутреннего диаметра $\leqslant 0$ мм, а одна заготовка — отклонение внутреннего диаметра более 0,45 мм (больше верхнего предельного отклонения) из исследуемой выборки объемом 24 заготовки. Таким образом, процент брака заготовок по допустимому отклонению внутреннего диаметра составляет 25 %, что недопустимо.

Для уменьшения количества бракованных заготовок необходимо ввести входной контроль их внутреннего диаметра перед операциями наплавки, термической обработки и закалки и совершенствовать операцию наплавки пояска.

Определим условный допуск, позволяющий прогнозировать процент бракованных заготовок во всей изготовленной партии и зависящий от задаваемой вероятности риска брака. Эту вероятность обозначим 2β. Обычно в точном машиностроении принимают $2\beta = 0{,}0027$.

Размах выборки R нельзя принять за условное поле допуска, так как практически предельное поле рассеивания в общем случае никогда не равно размаху. Если за поле допуска принять значение $\bar{X} \pm 3S$ (допуск $\delta_2 = 6S = 0{,}48$ мм), то границы поля допуска будут колебаться от одной выборки к другой, и в одних случаях они будут охватывать больше 98,24 % всей площади, ограниченной кривой распределения, а в других — менее, так как $\bar{X}$ и S являются случайными величинами.

Задача состоит в том, чтобы получаемое поле допуска охватывало не менее 98,5 % всей площади, ограниченной генеральной кривой (или некоторого другого заранее заданного числа). Для этого следует найти такое число m, чтобы задаваемой вероятностью, близкой к 1 (надежностью P), значение $\bar{X} \pm mS$ содержало не менее $(1 - 2\beta)\cdot 100$ % всей нормальной генеральной совокупности.

Для полученного эмпирического распределения $\bar{X} = 0{,}18$ мм, $S = 0{,}08$ мм число степеней свободы $k = n - 1 = 24 - 1 = 23$. Задаем надежность определения допуска $P = 0{,}95$, вероятность $(1 - 2\beta) = 1 - 0{,}0027 = 0{,}9973$. По входным параметрам $P = 0{,}95$, $(1 - 2\beta) = 0{,}9973$, $k = 23$ в соответствующих статистических таблицах определяем число $m = 2{,}26$.

Границы поля условного допуска:

— нижняя граница допуска на отклонение внутреннего диаметра $t_1 = \bar{X} - mS = 0{,}0$ мм;

— верхняя граница допуска на отклонение внутреннего диаметра $t_2 = \bar{X} + mS = 0{,}36$ мм.

Находим середину поля условного допуска $\Delta_2 = \dfrac{t_1 + t_2}{2} = 0{,}18$ мм и допуск $\delta_3 = t_2 - t_1 = 0{,}36$ мм.

Таким образом, для условного допуска $\delta_3 = 0{,}36$ мм с вероятностью 0,95 из всех будущих замеров отклонения внутреннего диаметра большой партии плунжеров 87,5 % будут входить в этот интервал.

При меньшей надежности определения допуска $P = 0{,}90$ и большей вероятности появления брака $(1 - 2\beta) = 0{,}90$ по аналогии величина $m = 1{,}84$.

В этом случае границы поля допуска соответственно: $t_1 = 0{,}03$ мм; $t_2 = 0{,}33$ мм. Середина поля допуска и условный допуск: $\Delta_3 = 0{,}18$ мм, $\delta_4 = 0{,}15$ мм.

Для полученного допуска $\delta_4 = 0{,}15$ мм с более низкой вероятностью, равной 0,9, из всех будущих замеров отклонения внутреннего диаметра только 58,3 % будут входить в данное поле допуска.

Чертежный и рассчитанный статистические допуски, используемые в дальнейших расчетах, приведены в таблице.

Оценим точность технологического процесса с помощью следующих показателей точности:

Чертежный и рассчитанные статистические допуски

Наименование допуска	Обозначение допуска	Значение допуска, мм
Чертежный	δ_1	1,0
Среднестатистический для выборки	δ_2	0,48
Условный статистический: для $P = 0{,}95$; $(1 - 2\beta) = 0{,}9973$ для $P = 0{,}90$; $(1 - 2\beta) = 0{,}90$	 δ_3 δ_4	 0,36 0,15

— показатель рассеяния

$$k_{\text{р}} = \frac{\delta_i}{\delta_1}, \qquad (1)$$

где $i = 2, 3, 4$;

— обобщенный показатель настроенности

$$k_{\text{о.н}} = \frac{\Delta_i - (T_{\text{н}} + T_{\text{в}})/2}{\delta_1}, \qquad (2)$$

где $i = 1, 2, 3$; $T_{\text{н}}$, $T_{\text{в}}$ — нижняя и верхняя граница чертежного поля допуска соответственно.

Определим показатели рассеяния:

— для среднестатистического допуска выборки $k_{\text{р}1} = \frac{\delta_2}{\delta_1} = 0{,}48$;

— для условного статистического допуска ($P = 0{,}95$ и $(1 - 2\beta) = 0{,}9973$)

$$k_{\text{р}2} = \frac{\delta_3}{\delta_1} = 0{,}36;$$

— для условного статистического допуска ($P = 0{,}90$ и $(1 - 2\beta) = 0{,}90$)

$$k_{\text{р}3} = \frac{\delta_4}{\delta_1} = 0{,}16;$$

Обобщенный показатель настроенности:

$$k_{\text{о.н}} = \frac{\left|\Delta_i - (T_{\text{н}} + T_{\text{в}})/2\right|}{\delta_1} = 0{,}78. \qquad (3)$$

Обобщенные показатели настроенности для среднестатистического и двух условных статистических допусков (δ_2, δ_3, δ_4) будут одинаковыми, поскольку их значения отличаются друг от друга симметричным увеличением или уменьшением границ допуска при его неизменной середине.

Предельно допустимые значения показателей рассчитаем по формулам:

$$k_{\text{р}}^{\text{пред}} = \frac{\sqrt{2n-3} - 1{,}64}{\sqrt{2(n-1)}} = 0{,}75;$$

$$k_{\text{о.н}}^{\text{пред}} = \frac{1{,}99S}{\delta_1\sqrt{n}} = 0{,}04.$$

Сравниваем выборочные показатели точности с предельно допустимыми:

— $\left.\begin{array}{l} k_{\text{р}1} = 0{,}48 < k_{\text{р}}^{\text{пред}} = 0{,}75 \\ k_{\text{р}2} = 0{,}36 < k_{\text{р}}^{\text{пред}} = 0{,}75 \\ k_{\text{р}3} = 0{,}15 < k_{\text{р}}^{\text{пред}} = 0{,}75 \end{array}\right\}$ — точность процесса по рассеянию удовлетворительна;

— $k_{\text{о.н}} = 0{,}78 > k_{\text{о.н}}^{\text{пред}} = 0{,}04$ — точность процесса по рассеянию не удовлетворительна.

Таким образом, для исследуемой выборки ($k_{\text{р}1}$) и для различных вероятностных прогнозов на всю партию заготовок ($k_{\text{р}2}$, $k_{\text{р}3}$) процент брака по отклонению внутреннего диаметра заготовки допустим.

Заключение. Установлено, что одними из факторов, определяющих качество изделий, являются точность и стабильность используемых диаметральных и линейных размеров до и после наплавки мерных цилиндрических заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Качество машин: справочник. В 2 т. Т. 1 / А.Г. Суслов, Э.Д. Браун, Н.А. Виткевич и др. М.: Машиностроение, 1995. 256 с.

Александр Игоревич Вальтер, д-р техн. наук,
valter.alek@rambler.ru;
Ольга Юрьевна Михейчева

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 24.07.2017. Подписано в печать 01.09.2017. 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.