ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 8 август 2016

Председатель редакционного совета и главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

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.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.
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.
СУБИЧ В.Н., 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.
ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ТУТМАН Т., Dr.Yur.
ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Министерстве связи и массовых коммуникаций РФ. 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 агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) 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

Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А. Исследование механизма разрушения пресс-форм с защитным покрытием для литья под давлением цинковых сплавов 3
Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В. Повышение качества судокорпусных деталей, изготовляемых плазменной резкой 7

Кузнечно-штамповочное производство

Назарян Э.А., Аракелян М.М., Симонян А.С. Аналитическая модель процесса неосесимметричной вытяжки 10
Филиппова М.В., Темлянцев М.В., Перетятько В.Н., Сметанин С.В. Моделирование в QForm-3D штамповки шестерни из шаровой заготовки 14
Вайцехович С.М., Панов Д.В., Кривенко Г.Г., Овечкин Л.М. Перспектива резки сортового проката на механических прессах в заготовительном производстве 19

Прокатно-волочильное производство

Востров В.Н., Кононов П.В., Мишин В.В., Глухов П.А. Выбор рациональных режимов угловой раскатки деталей с фланцами на основе компьютерного моделирования в программном комплексе Deform-3D 26

Материаловедение и новые материалы

Муратов В.С., Морозова Е.А. Лазерное легирование железом поверхности титана 33
Пячин С.А., Бурков А.А., Ершова Т.Б., Власова Н.М., Теслина М.А., Зайкова Е.Р. Исследование износостойкости и жаростойкости электроискровых Ti—Al-покрытий на титановом сплаве 37

Информация

Леушин И.О., Чистяков Д.Г., Нищенков А.В. Оценка экономической целесообразности совершенствования технологии изготовления деталей чугунных стеклоформ 44

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

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2016

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 8 August 2016

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
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.
LAVRINENKO V.Yu.
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.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

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

Journal is registered by Ministry of Telecom and Mass Communications of the Russian Federation. 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 catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossi" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) 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

Gavariev R.V., Leushin I.O., Savin I.A. Study of fracture mechanism of injection moulds with protective coating for die casting of zinc alloys 3
Lebedev V.A., Goloborod'ko Zh.G., Dragan S.V. Improving of quality of ship hull parts manufactured by plasma cutting 7

Forging and Stamping Production

Nazaryan E.A., Arakelyan M.M., Simonyan A.S. Analytical model of nonaxisymmetric drawing 10
Filippova M.V., Temlyantsev M.V., Peretyat'ko V.N., Smetanin S.V. Modeling in QForm-3D of forging of gear from ball blank 14
Vaytsekhovich S.M., Panov D.V., Krivenko G.G., Ovechkin L.M. Prospect of rolled metall cutting on mechanical presses in blanking production 19

Rolling and Drawing Production

Vostrov V.N., Kononov P.V., Mishin V.V., Glukhov P.A. Choice of rational modes of angular expansion of parts with flanges on basis of computer modeling in program Deform-3D complex 26

Physical Metallurgy and New Materials

Muratov V.S., Morozova E.A. Iron laser alloying of titanium surface 33
Pyachin S.A., Burkov A.A., Ershova T.B., Vlasova N.M., Teslina M.A., Zaykova E.R. Study of wear resistance and heat resistance of electrospark Ti—Al-coatings on titanium alloy 37

Information

Leushin I.O., Chistyakov D.G., Nishchenkov A.V. Evaluation of economic feasibility of production improving of cast iron glass-molds parts 44

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2016

УДК 621.74

Р.В. Гавариев, И.О. Леушин*, И.А. Савин
(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева — КАИ,
** Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Исследование механизма разрушения пресс-форм с защитным покрытием для литья под давлением цинковых сплавов

Рассмотрен механизм разрушения пресс-форм для литья под давлением с покрытием, нанесенным на формообразующие поверхности методом катодно-ионной бомбардировки (КИБ). Исследована микроструктура формообразующей поверхности, отработавшей не менее 100 тыс. циклов запрессовок. Проанализированы дефекты формообразующей поверхности с покрытием, нанесенным методом КИБ. Описан механизм разрушения формообразующей поверхности с покрытием. Указаны условия, при соблюдении которых возможно повысить износостойкость формообразующей поверхности пресс-форм для литья под давлением цинковых сплавов.

Ключевые слова: литье под давлением; пресс-форма; покрытия; цинковые сплавы.

The fracture of injection mechanism moulds for die casting with coating deposited on forming surfaces by cathode-ion bombardment (CIB) method is considered. Microstructure of the forming surface after not less than 100 thousand cycles press fittings is studied. Defects of forming surface with coating deposited by CIB method are analyzed. The fracture mechanism of forming surface with coating is described. Conditions at which may increase wear resistance of forming surface of injection moulds for die casting of zinc alloys are specified.

Keywords: die casting; injection mould; coatings; zinc alloys.

В процессе литья под давлением формообразующие поверхности подвергаются циклическим тепловым и силовым воздействиям со стороны заливаемого расплава, которые значительно уменьшают эксплуатационный ресурс пресс-формы. Существует множество возможных вариантов защиты формообразующей поверхности от указанных воздействий, среди которых одним из наиболее перспективных является использование защитных покрытий, нанесенных методом катодно-ионной бомбардировки (КИБ) [1—3].

Для определения эффективности применения покрытий, нанесенных методом КИБ, необходимо исследование механизма разрушения формообразующих поверхностей пресс-формы в процессе эксплуатации. Влияние защитных покрытий на механизм разрушения исследовали на образце, полученном из формообразующей поверхности пресс-формы для литья под давлением цинкового сплава ЦАМ 4-1, отработавшем не менее 100 тыс. циклов запрессовок (рис. 1).

Исследование образца (рис. 2) на двулучевом электронно-ионном микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA позволило выявить особенности разрушения конструктивных элементов пресс-форм для литья под давлением

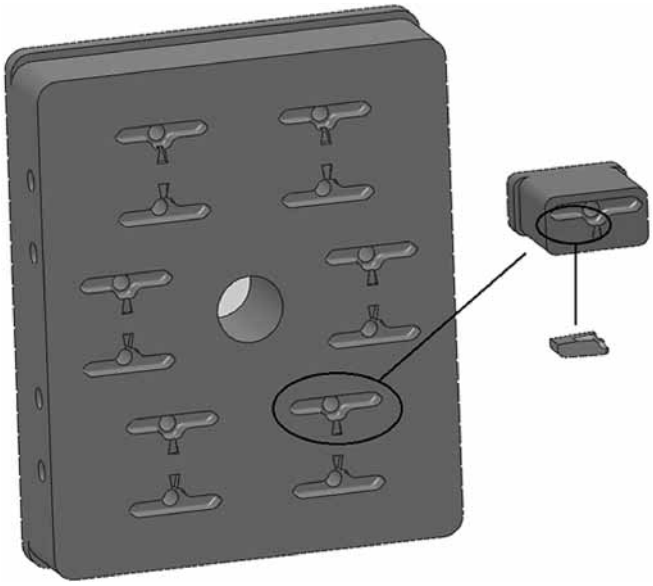


Рис. 1. Выбор образцов для исследований механизма разрушения конструктивных элементов пресс-форм для литья под давлением

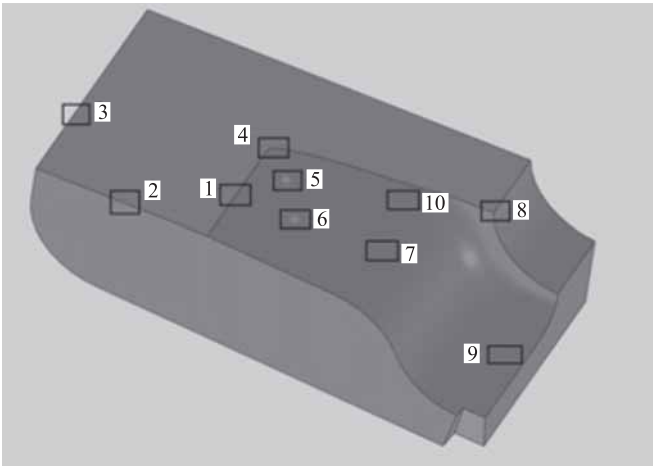


Рис. 2. Фрагмент формообразующей поверхности

с защитным покрытием. Наиболее важными являлись точки № 5, 7 и 10.

В т. № 5 (рис. 3) покрытие полностью повторяет профиль шероховатости формообразующей детали. Это свидетельствует о малой толщине покрытия, однако при этом следы механического истирания отсутствуют. Следовательно, защитная функция покрытия против истирания выполняется в полном объеме. Дефектные участки покрытия в виде очень мелких пор не оказывают существенного влияния на его работоспособность.

На границах отпечатка твердости в зоне значительной пластической деформации основное разрушение формообразующей поверхности с покрытием проявляется в виде радиальных и концентричных трещин. Сколы и отслоения происходят на очень малых участках. Это дополнительно подтверждает малую толщину покрытия.

Данные по химическому составу (см. рис. 3, *г*) отдельных точек поверхности можно рассматривать в основном на качественном уровне, поскольку в аналогичных по морфологии точках он составляет 3...5 %. На поверхности покрытия это объясняется отчасти его малой толщиной, поскольку присутствует значительный фон элементов стального вкладыша. В одном случае зафик-

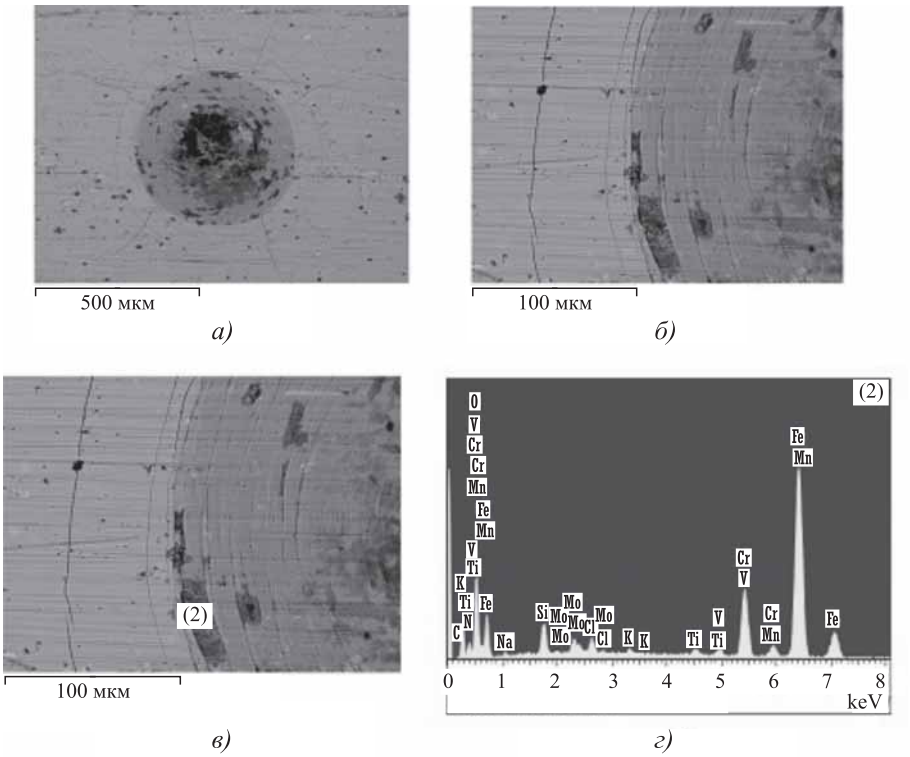


Рис. 3. Микроструктуры следа укола от замера твердости (т. № 5):
а — ×100; *б* — ×500; *в* — точка для химического анализа; *г* — химический анализ в выбранной точке

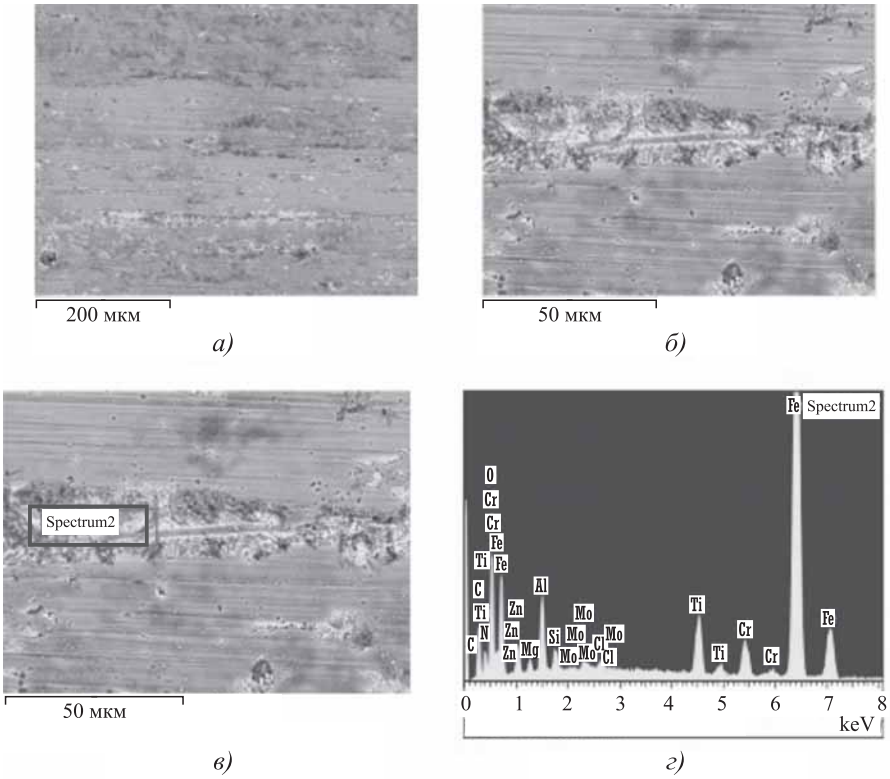


Рис. 4. Микроструктуры дефектов конструктивных элементов с защитным покрытием:

а — ×250; *б* — ×1000; *в* — область для химического анализа; *г* — химический анализ в выбранной зоне

сировано сильное окисление, очевидно, локальное обнажение основы произошло еще во время работы матрицы.

Исследование т. № 7 (рис. 4) выявило, что на отдельных участках рабочей полости формообразующей детали заметен налет серого цвета. При большем увеличении видно, что это — наслоения, имеющие иную структуру поверхности. В этих зонах видны значительные нарушения сплошности покрытия. В основном они распространяются вдоль впадин шероховатости основы. Это вызвано слабым сцеплением покрытия с материалом пресс-формы из-за трудности предварительной очистки поверхности. В химическом составе локальных налипов появляются следы цинка и алюминия из материала заливаемого расплава, а также значительное количество кислорода, что свидетельствует о снижении работоспособности пресс-формы.

В т. № 10 (рис. 5) в отличие от участков поверхности с большими радиусами закругления в зонах сопряжения наблюдается скопление локальных дефектов. Вероятно, на их месте находились капельные включения катода, которые еще на стадии приработки пресс-формы были захвачены металлом отливки и вырваны из покрытия. Таким образом, на достаточно больших рабочих поверхностях получить однородные слои покрытия в неоднородном электромагнитном поле затруднительно. Тем не менее, значительных по площади отслоений и сколов покрытия не наблюдается.

Механизм повышенной работоспособности пресс-форм для литья под давлением с покрытием можно представить следующим образом. Взаимодействие жидкого расплава с поверхностью стали наиболее активно происходит в точках локальных дефектов финишной обработки (царапины, микросколы в результате случайных ударов). При температурах 300...500 °С активно происходит адгезия — сваривание микрообъемов металлов [4, 5].

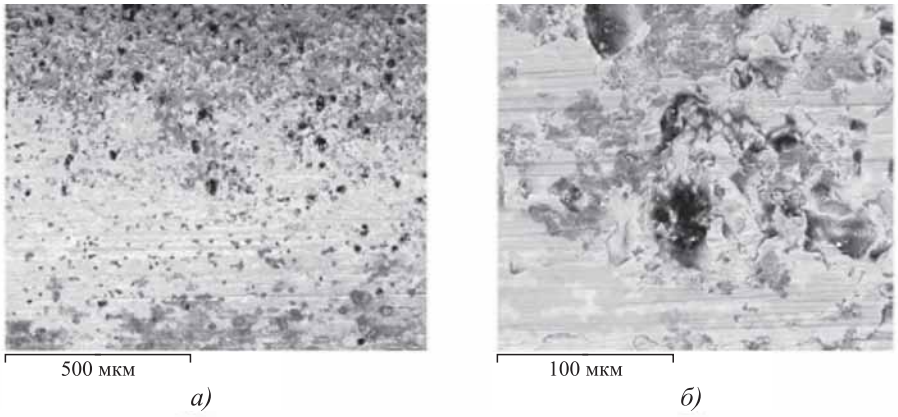


Рис. 5. Микроструктуры галтельных переходов:

а — ×100; *б* — ×500

При выталкивании затвердевшей отливки адгезионные мостики рвутся. В результате начинают появляться и расширяться зоны усталостного разрушения, что приводит к заметным дефектам поверхности отливки, а пресс-форму необходимо заменить до выработки ею предельного размерного износа.

Покрытия, нанесенные методом КИБ, являются химически инертными веществами, они не вступают во взаимодействие даже с царской водкой [4]. Поэтому покрытие подавляет процесс адгезии, но в точках локальных дефектов покрытия жидкий металл получает возможность схватываться с материалом рабочей поверхности. При разрыве адгезионных мостиков неизбежны их механические зацепления за края покрытия. Очаг разрушения покрытия начинает расширяться.

Заключение. Эффективность покрытия, нанесенного методом катодно-ионной бомбардировки, определяется плотностью его локальных дефектов и качеством сцепления с основой. При этом важным моментом является отсутствие трещин на поверхностях, на которые покрытие нанесено без дефектов, что доказывает высокую трещиностойкость. Можно предположить, что тщательно отработанная технология нанесения покрытия позволит при получении цинковых отливок методом литья под давлением сделать формообразующие поверхности пресс-форм практически безызносными, при этом толщина покрытия должна быть не более 8 мкм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А.** Влияние функциональных покрытий на эксплуатационную стойкость пресс-форм для литья под давлением цинковых сплавов // Цветные металлы. 2016. № 1. С. 66—70.
2. **Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А.** Оптимизация теплового баланса пресс-форм при литье под давлением Zn-сплавов // Литейное производство. 2014. № 7. С. 27—30.
3. **Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А.** Анализ влияния теплового баланса на показатель эксплуатационной стойкости пресс-форм для литья под давлением // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 1. С. 7—9.
4. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
5. **Савин И.А.** Исследование характеристик износостойких покрытий, наносимых на режущие инструменты сложной формы методом катодно-ионной бомбардировки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 9. С. 41—44.

Ренат Вильсорович Гавариев,
Gavarievr@mail.ru;
Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук;
Игорь Алексеевич Савин, канд. техн. наук

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 621.791.948

В.А. Лебедев *(Институт электросварки им. Е.О. Патона, НАН Украины, г. Киев)*,
Ж.Г. Голобородько, С.В. Драган
(Национальный университет кораблестроения им. адмирала Макарова, г. Николаев)

Повышение качества судокорпусных деталей, изготовляемых плазменной резкой

Приведены результаты разработки технологии плазменной резки конструкционной судостроительной стали с добавлением воды в плазмообразующую среду. Показано, что качество поверхности реза и деформации вырезаемых деталей соответствуют требованиям отраслевых документов.

Ключевые слова: плазменная резка; судокорпусные детали; качество; вода.

The results of the development of the plasma cutting technology of the structural shipbuilding steel with the addition of water into the plasma-forming medium are given. It is shown that the quality of the cut surface and the deformation of the parts being cut comply with the requirements of industry documents.

Keywords: plasma cutting; parts of ship hull; quality; water.

Корпуса современных судов собираются из секций и блоков, в состав которых входят десятки и сотни различных по размерам и форме деталей, вырезаемых из листового и профильного проката. Листовые детали составляют 85...90 % массы всех деталей корпуса судна [1].

Детали изготовляют в корпусообрабатывающем цехе (КОЦ), на долю которого приходится около 4 % общей трудоемкости постройки судна. При этом до 20 % объема работ, выполняемых в КОЦ, составляет термическая резка, с помощью которой в современном судостроении перерабатывается около 80 % металла.

Качество деталей, вырезанных термической резкой и поступающих на сварку, в значительной мере определяет трудоемкость последующих корпусных работ, возможность использования при их выполнении автоматизированного оборудования. В первую очередь это относится к обеспечению заданных геометрических размеров и формы деталей, свойств металла в зоне термического влияния.

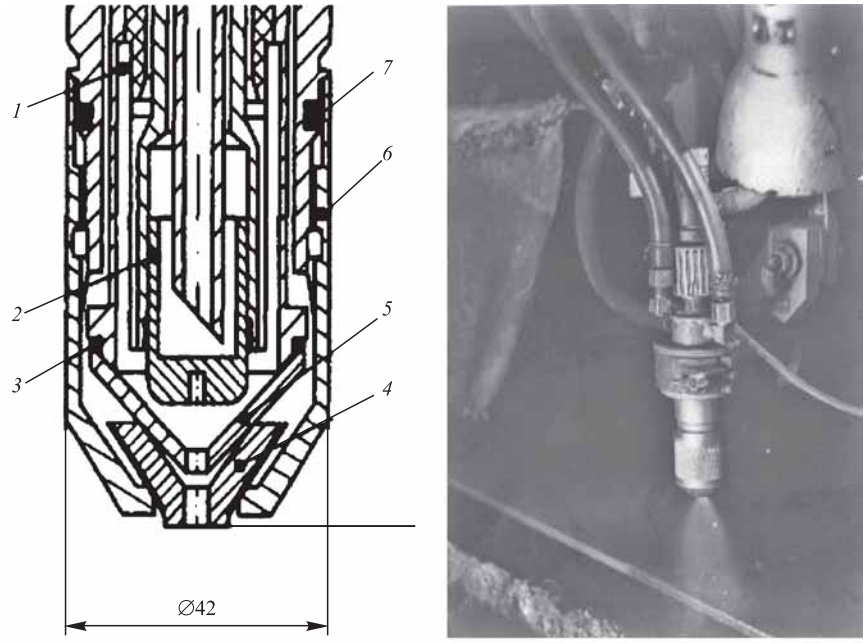
Основным способом термической резки стального проката в судостроении является воздушно-плазменная резка, существенно превосходящая кислородную по производительности и качеству резки. Первоначально этот способ применяли в основном для резки цветных металлов и их сплавов, а также высоколегированных сталей взамен кислородно-флюсовой резки. В качестве плазмообразующих газов использовали аргон, азот и их смеси с водородом (см. кн.: Быховский Д.Г. Плазменная резка. Л.: Машиностроение, 1972. 168 с.).

Плазмообразующая среда оказывает непосредственное влияние на все основные узлы оборудования для плазменной резки. Изменение качественного состава плазмообразующей среды позволяет наиболее существенно изменять основные технологические показатели процесса: скорость и качество резки.

В соответствии с Правилами Регистра при изготовлении деталей плазменной резкой необходимо убедиться в отсутствии повышенного насыщения поверхности реза газами (азотом, водородом) во избежание ухудшения качества сварных швов. Должно быть обеспечено надлежащее качество поверхности реза и по свободным кромкам.

Причиной образования пор при сварке деталей, секций и корпусов судов из низкоуглеродистых и низколегированных сталей является азот, находящийся в кромках реза в состоянии пересыщенного раствора. Эффективным способом снижения концентрации азота в металле кромок является его связывание в термодинамически стабильные соединения при воздушно-плазменной резке, например, путем добавления воды в плазменную струю. Экспериментальные исследования позволили установить, что добавка воды к плазмообразующему воздуху предотвращает образование пор [2].

Для резки в плазмообразующих средах с добавлением воды разработана специальная кон-



а) *б)*

Рис. 1. Продольное сечение (*а*) и внешний вид (*б*) плазмотрона ПМР-74М:
1 — термопластовая втулка; *2* — электрод; *3*, *7* — уплотнительные кольца; *4* — наружное сопло; *5* — внутреннее сопло; *6* — колпак

струкция плазмотрона с сопловым узлом, состоящим из двух отдельных конусных сопел, входящих друг в друга (рис. 1, *а*). Для подачи воды наружное сопло имеет внутри шесть тангенциальных канавок сечением 0,15×0,93 мм, снаружи 24 радиальных канавки сечением 0,1×0,3 мм. Одна часть воды поступает в канал сопла (в струю плазмы) по тангенциальным канавкам, а другая — по радиальным, образуя воздушно-водяной душ (рис. 1, *б*). Такая конструкция плазмотрона обеспечивает локализацию и повышенное охлаждение зоны нагрева, способствуя улучшению структуры и механических свойств металла зоны термического влияния, а также снижению тепловых деформаций деталей [3].

Подаваемая в плазму вода расходом 0,25...0,40 л/мин обжимает и уплотняет струю плазмы в канале сопла, обеспечивая более высокие энергетические характеристики и, как следствие, повышение качества вырезаемых деталей при сохранении производительности процесса резки.

При воздушной плазменной резке при сравнительно малых напряжениях дуги (130...150 В) рез получается со значительной конусностью за счет увеличенной ширины в верхней части разрезаемого листа. Неперпендикулярность кромок достигает 1,5...2,5 мм на сторону, что является существенным недостатком, снижающим качество деталей.

При плазменной резке в плазмообразующих средах с добавлением воды неперпендикулярность кромок снижается до 1,0...1,2 мм на сторону. Такое влияние добавок воды можно объяснить теплофизическими свойствами водорода [4]. Мощность плазменной дуги повышается благодаря росту напряжения, в то время как сила тока при использовании вертикальной внешней характеристики источника питания практически не изменяется.

При диссоциации водорода поглощается значительное количество энергии, потери которой компенсируются ростом напряжения на дуге. В результате рекомбинации атомарного газа на поверхности металла эта энергия передается аноду. При использовании плазмообразующей среды воздух + вода повышение напряжения дуги до 170...180 В приводит к удлинению факела плазмы до 200 мм, при этом ширина реза и объем расплавленного металла на единицу длины реза уменьшаются.

Добавка воды в плазмообразующую среду повышает степень чистоты реза конструкционных сталей. Поверхность реза становится более гладкой (рис. 2), имеет серебристый цвет, выступы и впадины имеют плавные переходы, максимальные значения высоты неровности профиля *Rz* изменяются в интервале 0,01...0,02 мм.

Параметр шероховатости *Rz* поверхности реза снижается с 0,12...0,09 мм при обычных способах резки до 0,02...0,01 мм при резке с добавлением воды, что соответствует 1-му классу поверхности деталей, вырезаемых плазменно-дуговой резкой, по ГОСТ 14792—80. Скорость резки малоуглеродистых сталей при добавлении воды такая же, как в водородосодержащих средах, а качество резки — как и при использовании кислородосодержащих газовых смесей.

Проблемой при изготовлении термической резкой деталей из листового проката являются тепловые деформации (продольное удлинение или укорочение; изгиб в плоскости и из плоскости), снижающие точность вырезаемой детали. Изгиб возникает вследствие продольной деформации нагретой зоны у кромки реза, на некотором расстоянии от геометрического центра тяжести вырезаемой детали.

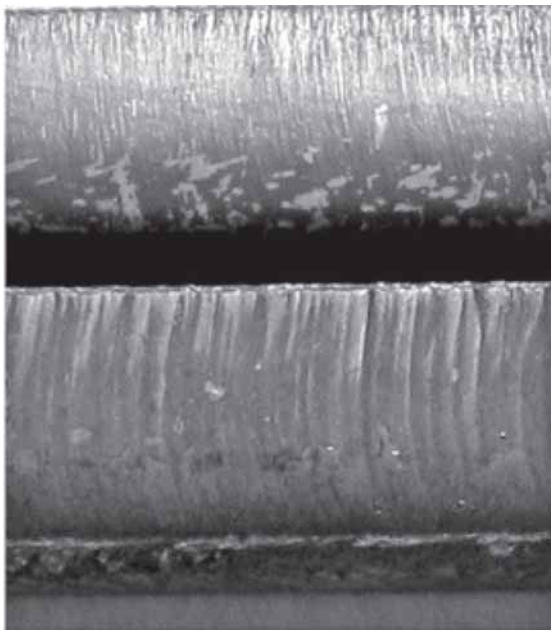


Рис. 2. Поверхность плазменного реза при использовании различных плазмообразующих сред:
1 — воздух; *2* — воздух + вода

При обрезке одной или двух кромок детали по разметке изгиб детали происходит без изменения ее ширины, в то время как при вырезке детали по заданной программе, наряду с ее изгибом, нарушается ширина. Это объясняется тем, что при термической резке на стационарных машинах с ЧПУ направление резака задано заранее и не связано (как при резке по разметке на переносных машинах) с теоретической линией реза.

Из-за тепловых деформаций разрезаемого листа теоретическая линия реза не совпадает с траекторией движения резака (фактической линией реза), что приводит к изменению ширины вырезаемых деталей. Это обусловливает необходимость введения в технологический процесс дополнительной трудоемкой операции обработки детали — правки или применения ряда технологических приемов по предупреждению и уменьшению тепловых деформаций: на технологических картах раскроя указывают начало и направление реза; последовательность вырезки деталей; места оставления перемычек; крепление листа к раскроечному столу и др. (см. кн.: Головченко В.С., Доброленский В.П., Мисюров И.П. Тепловая резка металлов в судостроении. Л.: Судостроение, 1975. 272 с.).

Однако использование указанных приемов по борьбе с тепловыми деформациями не всегда обеспечивает точность изготовления деталей в пределах, установленных требованиями РД 5.9091—88 "Изготовление стальных деталей корпусов металлических судов", и удлиняет технологический цикл.

При плазменной резке с подачей воды через плазмотрон предотвращается распространение тепла за пределы водяной душевой завесы, окружающей струю плазмы, происходит интенсивное охлаждение кромок реза при движении плазмотрона, что в комплексе способствует снижению деформаций вырезаемой детали.

Для оценки остаточных деформаций детали, изготовляемой плазменной резкой в воздушной плазмообразующей среде с добавлением воды, из листовой стали марки D32 (ГОСТ 5521—93) толщиной 8 мм вырезали пять полос размерами 1000×100 мм по режиму: рабочий ток 270 А; напряжение дуги 170 В; скорость резки 2,3 м/мин; расход воды, добавляемой в плазму, 0,30 л/мин.

Остаточные деформации из плоскости измеряли в шести точках каждой вырезанной детали с помощью стальной струны и клинового щупа с точностью 0,1 мм, деформацию в плоскости оценивали по шаблонам.

Результаты исследований показали, что максимальные стрелки погиби в плоскости и из плоскости детали не превышают 1 мм, поэтому в соответствии с РД 5.9091—88 правка деталей не требуется. Разработанная технология резки успешно внедрена в производство на ряде судостроительных предприятий.

Вывод. Плазменная резка с добавлением воды при использовании рекомендуемых плазмообразующих сред и оптимальных параметров режима обеспечивает высокие показатели качества изготовляемых деталей и перспективна для корпусообрабатывающего производства в судостроении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Солдатов Н.** Конкуренция на мировом судостроительном рынке // Судоходство. 1997. № 11. С. 32—35.
2. **Голобородько Ж.Г., Квасницкий В.В.** Исследование плазменной резки в плазмообразующих средах с добавлением воды // Збірник наукових праць УДМТУ. Миколаїв: УДМТУ, 2002. № 5 (383). С. 37—46.
3. **Голобородько Ж.Г.** Практика плазменной резки плазмотроном ПМР-74М в плазмообразующих средах с добавлением воды // Сварка и металлоконструкции. 2015. № 4. С. 17—25.
4. **Квасницкий В.В., Голобородько Ж.Г., Квасницкий В.Ф.** Термодинамический анализ газовой фазы и влияние воздушно-паровой плазмы на тепловые характеристики дуги // Проблемы техники. 2008. № 2. С. 83—90.

Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук,
valpaton@ukr.net;
Жорж Гаврилович Голобородько, канд. техн. наук;
Станислав Владимирович Драган, канд. техн. наук

УДК 621.983

Э.А. Назарян, М.М. Аракелян, А.С. Симонян
(Ереванский государственный университет)

Аналитическая модель процесса неосесимметричной вытяжки

Проведен анализ напряженно-деформированного состояния процесса неосесимметричной вытяжки, на основе которого разработана аналитическая модель этого процесса. Получены зависимости для компонент напряжений в пластической области. Установлена взаимосвязь между окружным сжимающим напряжением на периферийной зоне деформируемой заготовки и касательным напряжением. Дана численная оценка увеличения предельного коэффициента вытяжки, незначительно отличающегося от аналогичной величины, определяемого по равенству максимального меридионального напряжения пределу текучести материала в опасном сечении заготовки.

Ключевые слова: коробчатая деталь; вытяжка; биссектриса; предельный коэффициент вытяжки.

The analysis of stress-strain state of nonaxisymmetric drawing process, which is developed based on analytical model of the this process is performed. The dependencies for the components of the stress in the plastic region are determined. The relationship between changes in the district velocity of compressive stress on the peripheral area of the amount of shear stress is founded. Numerical score to increase the drawing limit ratio slightly different from equivalent value determined by the equality of the greatest meridional stress to the yield strength of the material at risk section of the blank is presented.

Keywords: box-shaped part; drawing; bisector; drawing limit ratio.

Среди процессов формоизменения листового металла неосесимметричная вытяжка является одной из наименее изученной, что в определенной степени затрудняет разработку научно-обоснованной технологии изготовления изделий типа тонкостенных оболочек разной конфигурации. Основное внимание исследователей было направлено на решение частной задачи для объяснения экспериментально установленного факта увеличения предельного коэффициента вытяжки в 1,5—2 раза при однооперационной вытяжке невысоких коробок с относительно большими радиусами угловых скруглений по сравнению с вытяжкой цилиндрических деталей [1, 2].

Трудности разработки аналитической модели процесса неосесимметричной вытяжки связаны с тем, что в угловой части заготовки наряду с нормальными напряжениями, действующими относительно деформирующего инструмента в меридиональном и окружном направлениях, возникают и касательные напряжения, существенно осложняющие анализ процесса.

В [3] предложен один из возможных вариантов объяснения увеличения предельного коэффициента при вытяжке коробчатых деталей, основанный на предположении о росте по абсолютной величине окружных сжимающих напряжений, действующих по биссектрисе углового участка на периферийной части заготовки. Установлено, что теоретически возможный коэффициент при вытяжке коробчатых деталей не может превышать величину $K = R/r \Rightarrow \exp\left(1 + 1/\sqrt{3}\right) \approx 4,84$, где r — радиус скругления в сопряжениях плоских стенок коробчатых деталей; R — расстояние от центра скругления до края заготовки по биссектрисе угла.

Целью данной работы, являющейся продолжением [3], является разработка аналитической модели процесса неосесимметричной вытяжки и на ее основе установление взаимосвязи между величиной и характером распределения касательных и нормальных напряжений, что позволит обосновать увеличение предельного коэффициента вследствие прироста по абсолютной величине окружных сжимающих напряжений на периферийной части заготовки.

Рассмотрим деформирование элементов во фланце заготовки при неосесимметричной вытяжке. Выберем в срединной поверхности заготовки систему прямоугольных координат с осью z, проходящей в направлении толщины, осью ρ, проходящей в меридиональном направлении, и осью θ, проходящей в окружном направлении и перпендикулярной к осям ρ и z. В качестве начала отсчета координаты ρ примем центр радиуса скругления r, а координаты θ — направление биссектрисы.

Исходная листовая заготовка постоянной толщины деформируется в условиях плоского напряженного состояния [1]. В этом случае напряжения σ_z, $\tau_{\rho z}$, $\tau_{\theta z}$ в системе выбранных координат равны нулю, а компоненты σ_ρ, σ_θ, $\tau_{\rho\theta}$ не зависят от координаты z. Приняли, что толщина листовой заготовки s мала по сравнению с поперечными размерами, вследствие чего под σ_ρ, σ_θ, $\tau_{\rho\theta}$ подразумеваются осредненные по толщине значения соответствующих компонент напряжений.

В этих условиях дифференциальные уравнения равновесия элемента заготовки постоянной толщины и условие текучести Мизеса (энергетическое условие пластичности) при плоском напряженном состоянии имеют вид (см. кн.: Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969. 420 с.):

$$\left.\begin{aligned}&\frac{\partial\sigma_\rho}{\partial\rho}+\frac{1}{\rho}\frac{\partial\tau_{\rho\theta}}{\partial\theta}+\frac{\sigma_\rho-\sigma_\theta}{\rho}=0,\\&\frac{\partial\tau_{\rho\theta}}{\partial\rho}+\frac{1}{\rho}\frac{\partial\sigma_\theta}{\partial\theta}+\frac{2\tau_{\rho\theta}}{\rho}=0,\end{aligned}\right\}\qquad(1)$$

$$\sigma_\rho^2-\sigma_\rho\sigma_\theta+\sigma_\theta^2+3\tau_{\rho\theta}^2=\sigma_s^2,\qquad(2)$$

где σ_s — напряжение текучести.

Отсутствие в научно-технической литературе корректных аналитических решений уравнений (1) и (2) позволяет проводить определенную схематизацию процесса формоизменения при неосесимметричной вытяжке и использовать ряд допущений.

В качестве основного допущения примем, что в пластической области с размерами $r \leqslant \rho \leqslant R$; $0 \leqslant \theta \leqslant \pi/2$ по мере увеличения координаты θ нормальные напряжения уменьшаются и на прямой, разграничивающей пластические и жесткие (упругие) области при $\theta = \pi/2$, становятся равными нулю, а касательные напряжения растут и согласно (2) на границе жесткопластических областей принимают максимальное значение при плоском напряженном состоянии $\tau_{\rho\theta} = \tau_{\max} = \pm\sigma_s/\sqrt{3}$.

При плоском напряженном состоянии реализуется объемное деформированное состояние $\varepsilon_z \neq 0$, поэтому толщина листового металла в пластической области становится переменной $s = s(\rho;\theta)$. В направлении биссектрисы углового участка из условия симметрии следует, что при $\theta = 0$; $\tau_{\rho\theta} = 0$ и первое уравнение системы (1) и условие пластичности (2) преобразовываются в общеизвестные уравнения на случай заготовки переменной толщины и принимают вид:

$$\left.\begin{aligned}&\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho}+\sigma_\rho\left(1+\frac{\rho ds}{sd\rho}\right)-\sigma_\theta=0,\\&\sigma_\rho^2-\sigma_\rho\sigma_\theta+\sigma_\theta^2=\sigma_s^2.\end{aligned}\right\}\qquad(3)$$

Величины σ_ρ и σ_θ в (1) и (2) являются текущими нормальными напряжениями, а в (3) — главными.

Из (3) следует, что задача является статически неопределимой (имеется два уравнения, а необходимо определить три неизвестные функции — σ_ρ, σ_θ, s), поэтому для анализа напряженно-деформированного состояния становится необходимым применение уравнений связи между напряжениями и приращениями деформаций, а также допустимо использование результатов аналитического решения, полученного для осесимметричной вытяжки.

В [4] исходные уравнения теории пластического течения при осевой симметрии деформирования, а именно система уравнений (3), условие постоянства объема и уравнения связи между напряжениями и приращениями деформаций приведены к единой структуре и представлены на девиаторной плоскости цилиндра пластичности Мизеса в виде простой пропорциональной зависимости между приращениями меридионального напряжения и эквивалентной деформацией — $d\sigma_\rho = \sigma_s d\varepsilon_i$. При этом меридиональные и окружные напряжения, действующие по главному направлению (по биссектрисе углового участка) и удовлетворяющие второму уравнению системы (3), имеют вид [4]:

$$\begin{aligned}\sigma_\rho&=\sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\cos\left(\varphi+\frac{\pi}{6}\right);\\\sigma_\theta&=-\sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\sin\varphi,\end{aligned}\qquad(4)$$

где φ — угол вида деформированного состояния, изменяющийся в рассматриваемой задаче в пределах $0 \leqslant \varphi \leqslant \pi/2$.

В [5] установлена взаимосвязь между углом вида деформированного состояния и относительной меридиональной координатой в главном направлении — $\rho/r = \exp\left[1-2/\sqrt{3}\cos(\varphi+\pi/6)\right]$ (по биссектрисе углового участка). Из этой взаимосвязи для неосесимметричной вытяжки следует, что при $1 \leqslant \rho/r \leqslant 2{,}718$ реализуется двухосное разноименное напряженное состояние ($\sigma_\rho\sigma_\theta \leqslant 0$; $\sigma_\rho \geqslant 0$; $\sigma_\theta \leqslant 0$), а при $2{,}718 \leqslant \rho/r \leqslant 4{,}84$ напряженное состояние меняет знак и становится двухосноодноименным ($\sigma_\rho\sigma_\theta \geqslant 0$; $\sigma_\rho \leqslant 0$; $\sigma_\theta \leqslant 0$) (см. рисунок).

Согласно принятому ранее основного допущения представим текущие нормальные напряжения в виде двух множителей

$$\begin{aligned}\sigma_\rho&=\sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\cos\left(\varphi+\frac{\pi}{6}\right)\cdot F(\theta);\\\sigma_\theta&=-\sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\sin\varphi\cdot F(\theta).\end{aligned}\qquad(5)$$

Первые множители в (5) согласно (4) характеризуют распределение главных нормальных напряжений по биссектрисе углового участка заготовки, а второй множитель — определяет характер уменьшения этих напряжений при увеличении полярного угла в пределах $0 \leqslant \theta \leqslant \pi/2$. Очевидно, что в рассматриваемой задаче должны иметь место следующие граничные условия: при $\theta = 0$; $F(\theta) = 1$, а при $\theta = \pi/2$; $F(\theta) = 0$. При указанных граничных условиях из уравнения пластичности (2) с учетом (5) следует

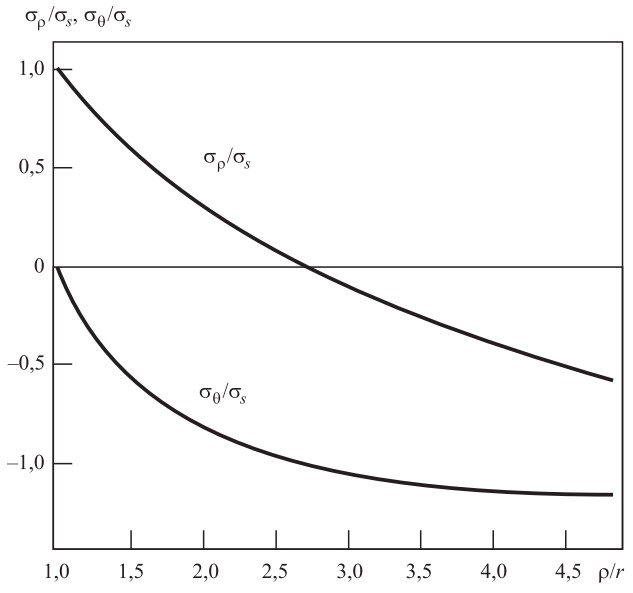
$$\tau_{\rho\theta} = \pm\frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}\left[1 - F^2(\theta)\right]^{1/2}. \qquad (6)$$

Принятое основное допущение равносильно предположению о независимости касательного напряжения от координаты ρ, ($\partial\tau_{\rho\theta}/\partial\rho = 0$), на основе чего второе уравнение равновесия системы (1) принимает вид:

$$\frac{d\sigma_\theta}{d\theta} + 2\tau_{\rho\theta} = 0. \qquad (7)$$

Из совместного рассмотрения зависимостей (6), (7) и (5) при принятых граничных условиях устанавливается следующий характер изменения второго множителя в (5): $F(\theta) = \cos\theta$, поэтому характер распределения касательных напряжений в пластической области согласно (6) принимает вид $\tau_{\rho\theta} = \pm\sigma_s \sin\theta/\sqrt{3}$.

Таким образом, распределения компонент напряжений в пластической области имеют вид:



Распределение главных нормальных напряжений по биссектрисе углового участка при вытяжке прямоугольных коробок

$$\left.\begin{aligned} \sigma_\rho &= \sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\cos\left(\varphi + \frac{\pi}{6}\right)\cos\theta, \\ \sigma_\theta &= -\sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\sin\varphi\cos\theta, \\ \tau_{\rho\theta} &= \pm\sigma_s\frac{1}{\sqrt{3}}\sin\theta. \end{aligned}\right\} \qquad (8)$$

Зависимости (8), удовлетворяя условию пластичности (2), с учетом принятых допущений удовлетворяют также системе дифференциальных уравнений равновесия (1).

На основе установленной взаимосвязи между величиной и характером распределения касательных и окружных напряжений (7) становится возможным обоснование прироста по абсолютной величине окружных сжимающих напряжений на периферийной части заготовки. Из этой дифференциальной взаимосвязи следует, что окружное напряжение по углу пропорционально касательному напряжению, согласно чему обосновывается увеличение предельного коэффициента при неосесимметричной вытяжке по сравнению с вытяжкой цилиндрической детали. Для этого проинтегрируем (7) в соответствующих пределах. Из рисунка и второй зависимости (4) следует, что при изменении угла вида деформированного состояния φ в пределах прироста окружных сжимающих напряжений $\pi/3 \leqslant \varphi \leqslant \pi/2$, относительная координата ρ/r ($r = 1$) меняется в пределах $e(2{,}72) \leqslant \rho \leqslant R$, а касательное напряжение соответственно — $0 \leqslant \theta \leqslant \pi/2$.

Проинтегрировав (7) с учетом (8) в указанных пределах и сделав преобразования, получим $R \approx 4{,}72$, что незначительно отличается от ранее установленного значения [3]. При определении указанной величины дополнительно принято, что равнодействующая окружного напряжения приложена в центре промежутка $R - e$, и в этом промежутке окружные напряжения распределены равномерно.

Заключение. Проведен анализ напряженно-деформированного состояния угловой части заготовки при отсутствии осевой симметрии деформирования, на основе которого разработана аналитическая модель процесса неосесимметричной вытяжки.

Установлена взаимосвязь между окружным сжимающим напряжением и касательным напряжением на периферийной части заготовки.

На основе указанной взаимосвязи проведена численная оценка увеличения предельного коэффициента при вытяжке прямоугольных коробок, равное $R \approx 4{,}72$, которое незначительно отличается от аналогичной величины, установленной на основе равенства максимального меридионального напряжения пределу текучести материала в опасном сечении заготовки [3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попов Е.А., Ковалев В.Г., Шубин И.Н.** Технология и автоматизация листовой штамповки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. 480 с.
2. **Ковка и штамповка:** справочник. В 4 т. / под общ. ред. С.С. Яковлева; ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. 2-е изд., перераб. и доп. Т. 4. Листовая штамповка. М.: Машиностроение, 2010. 732 с.
3. **Назарян Э.А., Аракелян М.М., Симонян А.С.** Анализ процесса вытяжки коробчатых деталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 3. С. 18—21.
4. **Назарян Э.А., Аракелян М.М.** Механика формоизменения тонких кольцевых пластин // Известия НАН РА, Механика. 2009. Т. 65. № 4. С. 80—88.
5. **Назарян Э.А., Аракелян М.М., Симонян А.С.** Теоретическое исследование параметров качества в процессе вытяжки цилиндрических деталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 5. С. 24—30.

Эрнест Агаджанович Назарян, д-р техн. наук;
enazaryan@ysu.am;
Милета Мартиросовна Аракелян,
канд. физ.-мат. наук;
Аветис Самвелович Симонян

Поздравляем

Эрнеста Агаджановича Назаряна,

д-ра техн. наук, профессора

с 75-летием!

Эрнест Агаджанович родился 1 августа 1941 г. в области Гардман Северного Арцаха (Нагорно-Карабахская республика). В 1966 г. он окончил механико-машиностроительный факультет Ереванского политехнического института по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением".

В 1971 г. Э.А. Назарян поступил в аспирантуру МВТУ им. Н.Э. Баумана и в 1974 г. защитил кандидатскую диссертацию.

С 1967 по 1990 г. Эрнест Агаджанович работал в оборонных отраслях промышленности (приборостроение, электронная промышленность), пройдя путь от инженера до главного конструктора по специальному машиностроению МЭП СССР. В этот период им были разработаны и внедрены ресурсосберегающие технологические процессы в производстве изделий электронной техники. В частности, впервые была решена проблема питания роторных машин взамен штучных заготовок непрерывным прокатом.

С 1988 по 1995 г. Э.А. Назарян — директор Межвузовского центра рентгеновских исследований по Всесоюзной программе "Рентген".

В 1995 г. он защитил докторскую диссертацию по теме "Теоретические и технологические основы деформационной обработки корпусных деталей из сплавов цветных металлов ", с 2014 г. — профессор.

С 1998 г. Э.А. Назарян — действительный член Академии проблем качества РФ, член редакционных советов журналов: "Заготовительные производства в машиностроении", "International Journal of Mechanical Engineering and Automation" (USA), "International Journal for Science, Techniques and Innovations for the Industry" (Bulgaria), член специализированного совета Армянского национального политехнического университета, член экспертного совета Госкомитета по науке Республики Армения, президент Академии проблем качества Республики Армения.

Им опубликованы более ста научных работ и учебных пособий, 15 авторских свидетельств на изобретения и патентов.

Э.А. Назарян разработал теоретические основы и технологии формообразования корпусных изделий из жаропрочных металлов, применяемые для выращивания монокристаллов тугоплавких диэлектриков из расплава. Им разработан новый аналитический метод исследования формоизменяющих операций листовой штамповки, позволяющий раскрыть ранее неизвестные аспекты механики формоизменения.

В настоящее время Эрнест Агаджанович работает руководителем научно-исследовательской лаборатории "Формообразование оболочек" на факультете физики Ереванского государственного университета и занимается проблемами формообразования тонкостенных оболочек из жаропрочных и тугоплавких металлов.

Редакция и редакционный совет журнала
желают Эрнесту Агаджановичу крепкого здоровья,
благополучия и дальнейших творческих успехов!

УДК 621.73

М.В. Филиппова, М.В. Темлянцев, В.Н. Перетятько
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк),
С.В. Сметанин *(АО "ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк)*

Моделирование в QForm-3D штамповки шестерни из шаровой заготовки

Проведены исследования напряженно-деформированного состояния металла поковки и заполнения полости штампа при полугорячей объемной штамповке шаровой заготовки. По результатам компьютерного моделирования установлено, что полость штампа полностью заполняется металлом, поверхностные дефекты не обнаружены. Интенсивность деформаций по диаметральному сечению поковки распределена неравномерно. Напряжения максимальны в центральной части поковки. В процессе заполнения полости штампа отмечено наличие растягивающих напряжений на свободной торцевой поверхности металла поковки.

Ключевые слова: поковка; шестерня; интенсивность напряжений; интенсивность деформаций; компьютерное моделирование; безоблойная штамповка; неравномерность деформации.

The investigations of the stress-strain state of the forging metal and filling of the die cavity at the warm die forging of ball blank are conducted. According to the results of computer simulation it is revealed that the die cavity is completely filled with metal, the presence of surface defects is not founded. The intensity of deformation along the diametric section of forging is unevenly distributed. The maximum value of stress is observed in central part of the forging. During the filling of the die cavity the presence of tensile stresses in the free end surface of the forging metal is noticed.

Keywords: forging; gear; intensity of stresses; strain intensity; computer modeling; punching burr; deformation uneven.

В себестоимости машиностроительной продукции стоимость металла, расходуемого на изготовление детали, составляет 60...80 %. Поэтому в обработке металлов давлением следует использовать наиболее прогрессивные технологии штамповки, которые обеспечивают получение точных и высококачественных поковок. Способ безоблойной штамповки наиболее прогрессивен и экономичен. Он позволяет получать точную штампованную поковку с минимальной последующей обработкой резанием, что значительно снижает себестоимость поковки (см. кн.: Эдуардов М.С. Штамповка в закрытых штампах. Л.: Машиностроение, 1971. 240 с.).

Однако технология безоблойной штамповки имеет следующие особенности, затрудняющие ее применение: получение заготовок равных объемов со штампованной поковкой, необходимость безокислительного нагрева заготовок, более точного центрирования заготовки при установке в ручье штампа, недостаточная изученность силовых параметров и напряженно-деформированного состояния металла при безоблойной штамповке.

В статье приведено исследование возможности штамповки поковок круглых в плане в закрытых штампах из шаровой заготовки. Шаровую заготовку получали прокаткой стандартных прутков металла на шаропрокатном стане. Технологический процесс одновременной калибровки прутка и прокатки шаровых заготовок позволяет получать точные шары диаметром 20...125 мм [1].

Было проведено компьютерное моделирование с использованием программного комплекса QForm и разработана технология безоблойной штамповки поковки типа "шестерня". Поковка "шестерня" представляет собой осесимметричную поковку круглую в плане, которая имеет две оси симметрии. В поковке различают центральную часть — ступицу, периферийную часть — венец. Ступица шестерни не имеет наметки под прошивку. Ступицу с венцом соединяет тонкостенный диск. Эскиз поковки представлен на рис. 1.

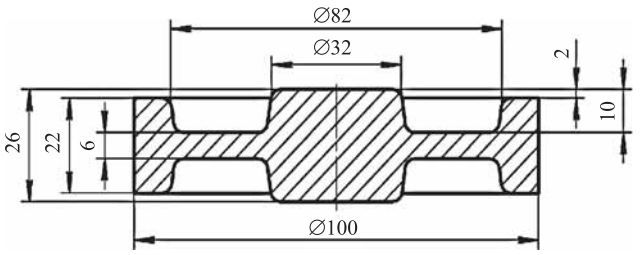


Рис. 1. Эскиз поковки "шестерня" (неуказанные радиусы закруглений *R* 2,5; штамповочные уклоны 7°)

При компьютерном моделировании принято: материал поковки — сталь 20Х, температура штамповки 870 °С [2, 3]. Механические свойства стали с учетом температуры, скорости деформации и степени деформации выбраны из базы данных. Штамп изготовлен из штамповой стали 5ХНМ. Температура штампа 200 °С. Коэффициент трения между заготовкой и инструментом 0,3. Оборудование, используемое при моделировании, описывалось техническими характеристиками кривошипного горячештамповочного пресса АККБ 8544 силой 25 МН.

В процессе моделирования использовали шаровую заготовку диаметром 60 мм и объемом 113 100 мм^3, причем объем заготовки равен объему поковки.

Поскольку поковка симметрична относительно вертикальной осевой линии, моделирование проводили только для половины поковки: исследовали динамику заполнения штампа, изменение напряженно-деформированного состояния металла и среднее нормальное напряжение [4—7]. Интенсивность деформаций ε_i, интенсивность напряжений σ_i и среднее нормальное напряжение $\sigma_{ср}$ в главных осях координат можно записать в виде:

$$\varepsilon_i = \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_1\varepsilon_2};$$

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{\left(\sigma_1^2 - \sigma_2^2\right) - \left(\sigma_2^2 - \sigma_3^2\right) + \left(\sigma_3^2 - \sigma_1^2\right)};$$

$$\sigma_{ср} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}, \qquad (1)$$

где ε_1, ε_2 — главные деформации; σ_1, σ_2, σ_3 — главные напряжения.

По результатам моделирования получаем контур поковки, в котором различными цветами показана интенсивность деформаций (интенсивность напряжений). Каждому цвету соответствует конкретное значение интенсивности деформаций (интенсивности напряжений). С помощью масштабной линейки можно перевести цветовое обозначение в цифровое значение. Цветное изображение наглядно для качественного восприятия, однако количественную информацию, используя масштабную линейку, получать неудобно.

Для преобразования результатов в более удобный вид после обработки результатов цветного компьютерного моделирования получили трехмерный чертеж поковки, в диаметральном сечении которой проведены линии равной интенсивности деформаций (интенсивности напряжений).

На рис. 2 показаны трехмерный чертеж поковки шестерни при штамповке из шаровой заготовки (правая часть рисунка) и два промежуточных этапа штамповки с линиями равной интенсивности деформаций на последовательных этапах штамповки. Ввиду вертикальной симметрии детали на рис. 2 приведена только половина поковки.

Моделирование процесса штамповки шестерни показало, что штампы заполняются металлом полностью, вытеснение металла в облой не происходит, зажимы, разрушения металла и другие дефекты отсутствуют. Как видно из рис. 2, интенсивность деформаций по сечению при штамповке из шаровой заготовки распределяется неравномерно. Можно отметить участки интенсивной деформации металла и участки, где пластическая деформация мала или отсутствует. В готовой поковке (см. рис. 2, *в*) деформация максимальна в центральных слоях поковки, а минимальна — в поверхностных слоях ступицы. Значения максимальной интенсивности деформаций при штамповке шестерни из шаровой заготовки приведены в табл. 1.

1. Максимальные значения интенсивности деформации на различных участках поковки

Степень деформации по ступице ε, %	Максимальная интенсивность деформаций по сечению поковки	
	по высоте вертикальной оси симметрии	вдоль радиуса горизонтальной оси симметрии
11	0,22	0,54
34	0,98	1,01
57	2,18	2,15

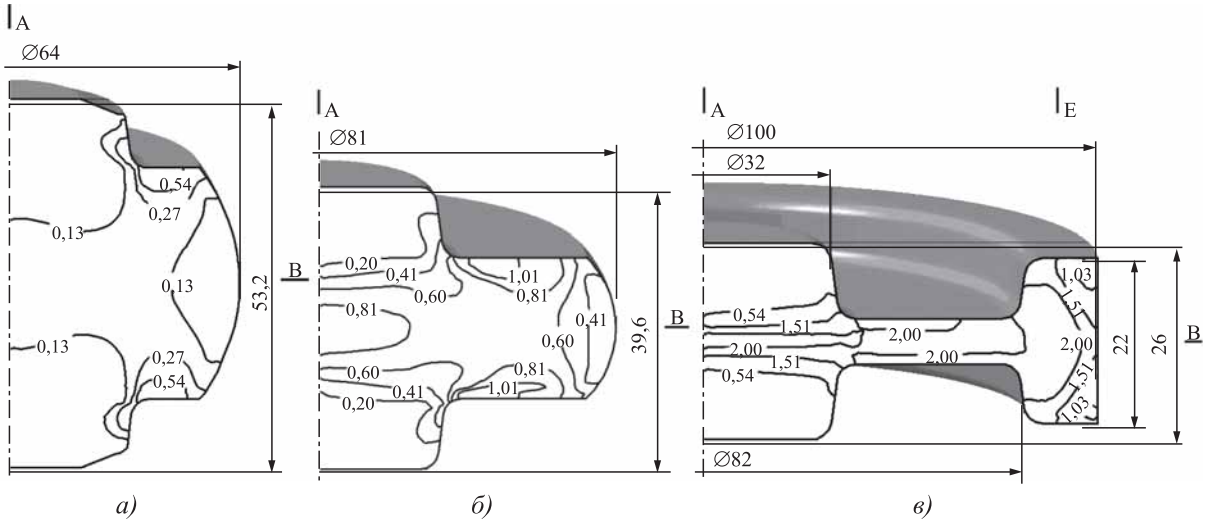


Рис. 2. Распределение интенсивности деформаций ε_i в осевой плоскости сечения шестерни при степени деформации по ступице ε: *а* — 11 %; *б* — 34 %; *в* — 57 %

По результатам компьютерного моделирования были построены графики распределения интенсивности деформаций в различных сечениях поковки (рис. 3).

Графики построены в относительных координатах высоты ступицы и радиуса шестерни. За относительную высоту ступицы поковки принята величина h/h_i (где h — фактическая высота ступицы; h_i — высота сечения, в котором измерены напряжения или деформации). Ввиду неравномерной высотной деформации при штамповке шестерни за меру высотной деформации поковки принята относительная степень деформации металла по ступице:

$$\varepsilon = \frac{h}{H_0} \cdot 100\ \%, \qquad (2)$$

где H_0 — высота заготовки при деформации поковки.

Из рис. 3, *а* видно, что кривые интенсивности деформаций расположены симметрично относительно вертикальной оси симметрии, что можно объяснить одинаковым воздействием на металл верхней подвижной и нижней неподвижной половинок штампа. Интенсивность деформации максимальна в центральной части поковки. С увеличением относительной степени деформации по ступице до ε = 34 % интенсивность деформаций изменяется от 0,15 на поверхности поковки до 0,98 в центральной зоне поковки. В готовой поковке при ε = 57 % интенсивность деформации изменяется от 0,16 на поверхности поковки до 2,18 в центральной части поковки.

По горизонтальной оси симметрии поковки наблюдается общая тенденция, связанная

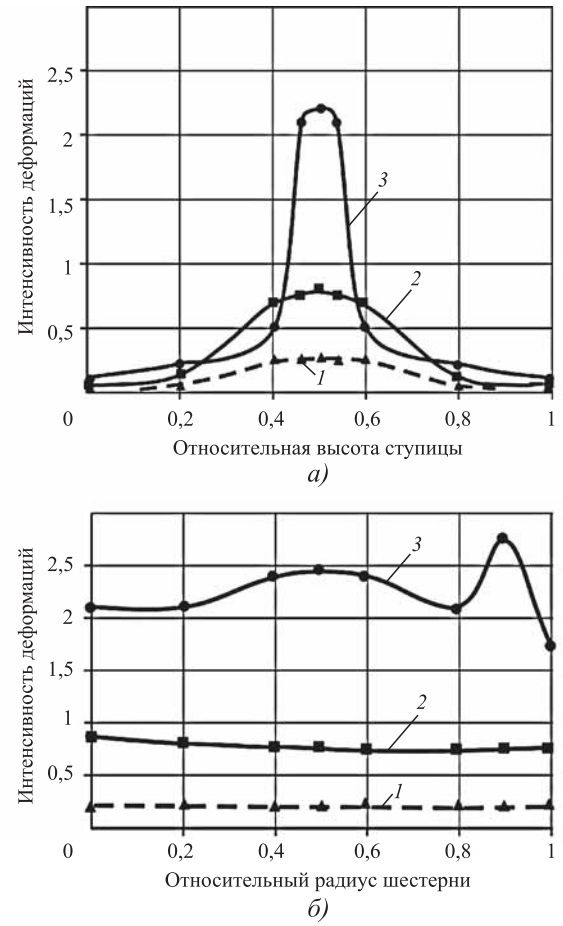


Рис. 3. Изменение интенсивности деформаций ε_i по вертикальной (*а*) и горизонтальной оси симметрии поковки шестерни (*б*) при степени деформации по ступице ε: *1* — 57 %; *2* — 27 %; *3* — 7 %

с тем, что с повышением степени деформации по ступице интенсивность деформации увеличивается. Интенсивность деформаций от оси поковки до боковой поверхности незначительно уменьшается. В готовой поковке при $\varepsilon = 57$ % происходит снижение интенсивности деформаций от 2,18 в центральной части поковки до 1,91 у боковой поверхности. Следует отметить увеличение интенсивности деформаций до 2,33 при затекании металла в венец готовой поковки.

Количественную оценку формоизменения металла можно определить с помощью неравномерности деформации. Принимаем за эту величину отношение максимальной интенсивности деформаций в исследуемом сечении поковки к средней интенсивности деформации поковки по ступице:

$$Q = \frac{\varepsilon_{i\,\max}}{\varepsilon_{i\,\text{ступ}}}. \qquad (3)$$

Значения максимальной интенсивности деформаций находим по табл. 1. Интенсивность деформации по ступице определяем как $\varepsilon_{i\,\text{ступ}} = \ln(H_0/h)$.

Результаты неравномерности пластической деформации готовой поковки по результатам компьютерного моделирования приведены в табл. 2. В готовой поковке отмечена большая неравномерность пластической деформации, которая увеличивается от центра поковки к венцу шестерни.

Распределение интенсивности напряжений и среднее нормальное напряжение (гидростатическое давление со знаком минус) по горизонтальной оси симметрии поковки "шестерня" при штамповке из шаровой заготовки представлены на рис. 4.

Как видно из рис. 4, *а*, в готовой поковке интенсивность напряжений σ_i плавно возрастает от вертикальной оси поковки к ступице. Увеличение интенсивности напряжений составляет около 8 %. С уменьшением степени деформации по ступице поковки интенсивность деформации пропорционально снижается. По

2. Неравномерность деформаций по сечению поковки "шестерня"

Максимальная неравномерность деформаций в сечении шестерни	
по вертикальной оси симметрии	по горизонтальной оси симметрии
2,60	2,65

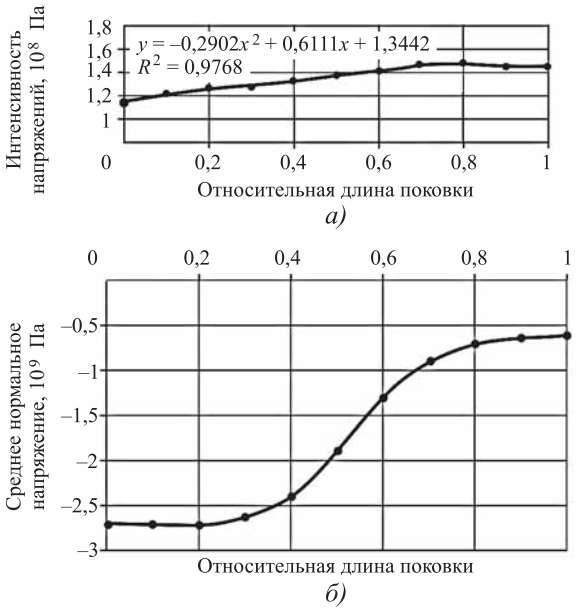


Рис. 4. Интенсивность напряжений (*а*) и среднее нормальное напряжение (*б*) вдоль горизонтальной оси симметрии поковки "шестерня" при степени деформации по ступице 57 %

вертикальной оси симметрии поковки металл испытывает напряжение сжатия. Однако интенсивность напряжений изменяется незначительно от $1,34 \cdot 10^8$ Па на контактных поверхностях до $1,23 \cdot 10^8$ Па в центральной части поковки. Заключительная стадия штамповки характеризуется высокими сжимающими напряжениями.

Из рис. 4, *б* видно, что среднее нормальное напряжение уменьшается от вертикальной оси симметрии поковки к торцевой части поковки. В ступице по высоте вертикальной оси симметрии поковки среднее нормальное напряжение изменяется незначительно от $-2,8 \cdot 10^9$ до $-2,86 \cdot 10^9$ Па, оставаясь сжимающим.

Изменение среднего нормального напряжения на свободной боковой поверхности поковки на отдельных этапах ее штамповки приведено в табл. 3.

3. Среднее нормальное напряжение на свободной боковой поверхности поковки "шестерня"

Степень деформации по ступице ε, %	Среднее нормальное напряжение $\sigma_{ср}$, 10^6, МПа	Степень деформации по ступице ε, %	Среднее нормальное напряжение $\sigma_{ср}$ 10^6 МПа
5,7	−4,3	34,2	4,12
11,4	−4,5	39,9	3,0
17,1	−1,4	45,6	−16
22,8	2,01	51,3	−140
28,5	3,11	57	−1040

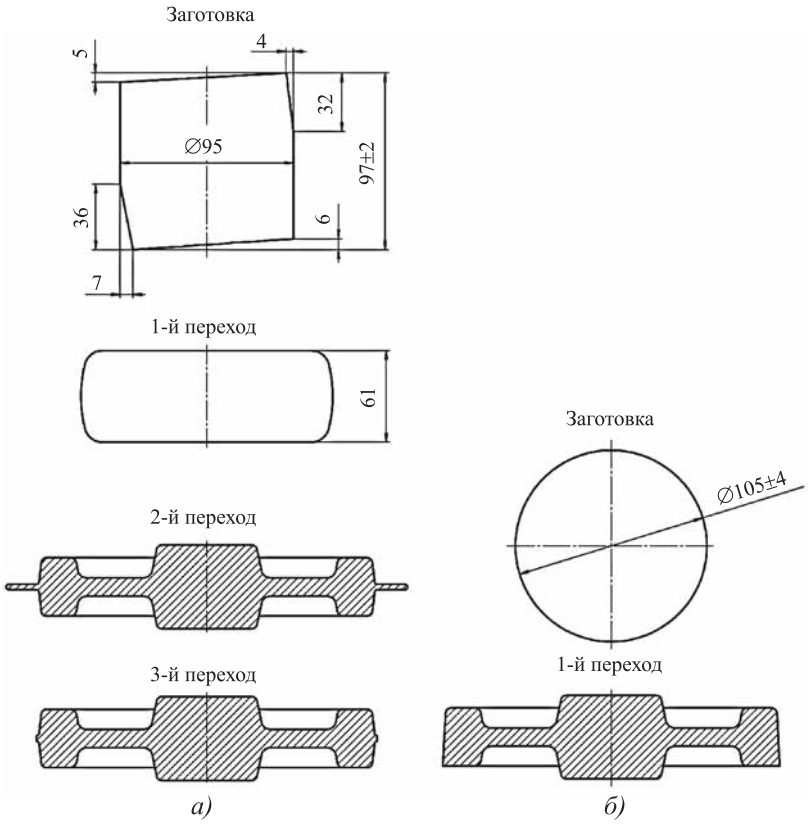


Рис. 5. Операционные эскизы штамповки шестерни по технологии с облоем из цилиндрической заготовки (*а*) и новой безоблойной штамповки шестерни из шаровой заготовки (*б*)

Как видно из анализа табл. 3, при штамповке шестерни из шаровой заготовки на боковой свободной поверхности при степени деформации по ступице от 20 до 40 % среднее нормальное напряжение имеет положительные значения (наличие растягивающих напряжений). Поэтому, несмотря на большое отрицательное значение среднего нормального напряжения на последнем этапе штамповки по всему объему поковки, на промежуточных этапах штамповки за счет растягивающих напряжений могут появляться дефекты.

Программа компьютерного моделирования позволяет построить график "ход пуансона—сила штамповки" и определить максимальную силу при штамповке шестерни, составляющую 1,3 МН.

Результаты компьютерного моделирования были использованы для полугорячей штамповки шестерни в закрытом штампе из шаровой заготовки. На рис. 5 представлены операционные эскизы горячей штамповки шестерни по технологии с облоем из цилиндрической заготовки и новой безоблойной штамповки шестерни из шаровой заготовки. При штамповке из шаровой заготовки число операций уменьшается на два перехода. Пресс для обрезки облоя силой 2500 кН не применяют в технологическом процессе штамповки шестерни.

Заключение. По результатам многофакторного компьютерного моделирования с использованием программы QForm разработана технология штамповки шестерни, которая включает в себя получение точной по массе шаровой заготовки, нагрев заготовки до температуры 850...870 °С в целях уменьшения количества окалины и штамповку в закрытом штампе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шаровая** заготовка / В.Н. Перетятько, М.В. Филиппова, А.В. Климов, Г.С. Котлов, А.А. Федоров // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 3. С. 17—19.

2. **Перетятько В.Н., Филиппова М.В.** Выбор оптимальной температуры нагрева заготовки для полугорячей штамповки // Известия вузов. Черная металлургия. 2006. № 6. С. 16—19.

3. **Филиппова М.В.** Аналитический расчет функции желательности при полугорячей штамповке стали 18Х2Н4МА // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. № 4. С. 67—68.

4. **Перетятько В.Н., Филиппова М.В., Бахаев А.В.** Моделирование штамповки осесимметричных поковок // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 4. С. 27—29.

5. **Моделирование** безоблойной штамповки из шаровой заготовки / В.Н. Перетятько, М.В. Филиппова, А.В. Бахаев, А.А. Федоров // Известия вузов. Черная металлургия. 2011. № 10. С. 24—27.

6. **Stamping** axisymmetric forgings / V.N. Peretjat'ko, M.V. Filippova, A.V. Bahaev, S.A. Vahman // Steel in Translation. 2009. Т. 39. № 4. P. 300—301.

7. **Flash-free** stamping from a spherical blank / M.V. Filippova, A.V. Bahaev, V.N. Peretjat'ko, A.A. Fedorov // Steel in Translation. 2011. Т. 41. № 10. P. 805—807.

8. **Компьютерное** моделирование операций штамповки / М.В. Филиппова, А.А. Федоров, А.В. Бахаев, В.Н. Перетятько // Инновационный конвент "Кузбасс: образование, наука, инновации". 2014. № 8. С. 24—28.

Марина Владимировна Филиппова, канд. техн. наук, filippova_mv@mail.ru;
Михаил Викторович Темлянцев, д-р техн. наук;
Владимир Николаевич Перетятько, д-р техн. наук;
Сергей Васильевич Сметанин, канд. техн. наук

УДК 621.961.2.073.004

С.М. Вайцехович, Д.В. Панов, Г.Г. Кривенко, Л.М. Овечкин
(ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва)

Перспектива резки сортового проката на механических прессах в заготовительном производстве

Статья посвящена вопросам разработки нестандартного оборудования для резки проката на заготовки для штамповки деталей заготовительного мелкосерийного и крупносерийного производств в машиностроении.

Ключевые слова: штамповка; заготовка; прокат; нож; технология; резка; точность; производительность.

The article is devoted to the development of non-standard equipment for cutting of rolled metal on blanks for stamping of parts of blanking small-scale and large-scale productions in mechanical engineering.

Keywords: stamping; blank; rolled metal; knife; technology; cutting; precision; performance.

В заготовительном производстве на машиностроительных предприятиях широкое применение получили штампы и пресс-ножницы для безотходного разделения сортового проката на заготовки под штамповку благодаря их высокой производительности и низкой себестоимости.

Однако существенными недостатками данного способа являются низкая стойкость инструмента и искажение формы торцовой части заготовки.

Резка металла сопровождается смятием и сколом концов на отрезаемой заготовке и основном металле, зажатом ножами. Кроме того, торцы ножей подвержены трещинообразованию и чем больше сечение разрезаемого проката, тем больше вероятность возникновения трещин.

Причиной искажения формы заготовки является наличие технологического зазора между ножами. Необходимость зазора ранее объясняли требованием формирования оптимальной формы очага деформации.

Классическое представление о необходимости наличия зазоров сводится к следующему [1]: процесс разделения деформируемого металла режущим инструментом характеризуется последовательным изменением формы очага деформации на временные отрезки для идентификации стадий временного распределения деформации. Очаг деформации состоит из трех зон: I — зона смятия (0,4...0,6)d (где d — диаметр заготовки); II — зона под режущими кромками ножей (зона деформации); III — зона, отделяющая зону деформации от недеформируемой части материала заготовки.

В начале образования очага деформации металл, расположенный под режущими кромками ножей, сминается на небольшую глубину (зона смятия) и затем интенсивно уплотняется вдоль торцевых и боковых поверхностей рабочих частей ножей (зона деформации) и вглубь материала заготовки. Образованный очаг деформации локализуется по мере уменьшения технологического зазора, от которого напрямую зависит интенсивность напряжений σ и интенсивность деформации ε.

Принцип этого метода отражен в многочисленных методических рекомендациях по установлению между ножами технологического зазора в целях предотвращения затупления кромок режущего инструмента, образования заусенцев на торцевой поверхности отрезанных деталей и снижения силовых энергетических затрат, ведущих к ускоренному износу оборудования [2].

При резке с технологическим зазором большее значение интенсивности напряжений и деформаций в зоне II по сравнению с зоной I объясняют тем, что на первой стадии процесса резки деформация заготовки под верхним ножом происходит, когда интенсивность напря-

жений в области режущих кромок превышает предел текучести $\sigma_т$ разрезаемого материала заготовки. Таким образом, по мере роста σ по контактным поверхностям перемещаемых слоев происходит постепенное увеличение сопротивления срезу с образованием поясков смятия.

После образования поясков смятия перемещение материала заготовки по контактным пояскам верхнего ножа прекращается. Образование зоны I очага деформации и очертание его границ завершаются к моменту начала внедрения режущих кромок верхнего пуансона в тело деформируемой заготовки, т.е. в момент завершения стадии упругой деформации заготовки и образования утяжки.

Решение задачи сохранения геометрической точности заготовки в зоне среза лежит в создании штампов, в которых резка заготовок осуществляется пластическим сдвигом в условиях всестороннего сжатия без изгиба и образования опережающих трещин и зон скола, что позволяет получать заготовки с высокими геометрическими параметрами и качеством срезанных плоскостей.

В 1970-х гг. Г.Д. Делем были получены экспериментально-расчетные данные, свидетельствующие о наличии связи между твердостью HV материала заготовки, интенсивностью напряжений σ и интенсивностью деформации ε. Позже В.Д. Лисицын на основе выявления связи между макро- и микротвердостью металла экспериментально установил, что максимальная интенсивность деформации ε при заданном технологическом зазоре наблюдается в зоне II, которая меняется в зависимости от технологического зазора.

Схемы разрезки прутка на мерные заготовки с технологическим зазором и без него представлены на рис. 1.

На рис. 1, *а* приведена схема резки с зазором между ножами *1* и *3*, работающими в паре с прижимами *2* и *4*. Прижим создает на деформируемой заготовке напряженное состояние, линии напряжений которых направлены в виде пучка лучей из областей, расположенных у краевых точек прижимов А и Б.

В беззазорной резке прижим (см. рис. 1, *б*) создает в деформируемой заготовке напряженное состояние всестороннего сжатия, накла-

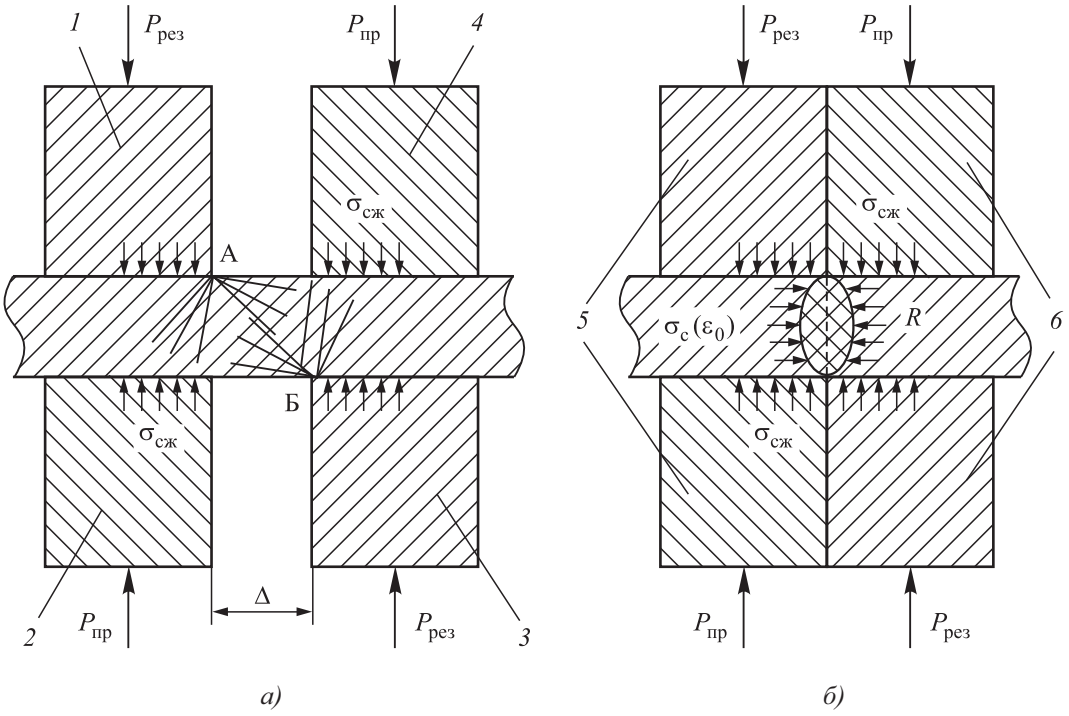


Рис. 1. Принципиальные схемы разрезки заготовки:

а — резка с зазором между ножами; *б* — беззазорная резка; *1* — нож левый; *2* — прижим левый; *3* — нож правый; *4* — прижим правый; *5* — ножи-прижимы левые; *6* — ножи-прижимы правые; А, Б — краевые точки зажимов; Δ — рекомендованный зазор между ножами [1]; $P_{пр}$ — сила прижима; $\sigma_с$ — интенсивность напряжения сжатия от скручивания; ε_0 — осевая деформация; R — осевое противодавление сжатия

дываемого на напряженное состояние, возникающее вследствие технологической операции резки. В результате напряженное состояние материала заготовки в области максимальных возникающих при резке деформаций "смягчается", т.е. перемещается в диапазон, соответствующий большим предельным деформациям материала заготовки.

С позиций данного подхода выполнены анализ результатов экспериментально-аналитического исследования напряженно-деформированного состояния заготовки при чистовой вырубке и теоретическое обоснование применения прижимов в комбинации с внедрением в заготовку клиновидного ребра [3, 4]. Эффект повышения качества среза при чистовой вырубке будет неодинаков для разных материалов. Чем выше чувствительность пластичности материала к смягчению напряженно-деформированного состояния, тем более оправданным яляется использование клиновидного ребра.

В работе [5] указано, что в зоне пластического отделения прутка, трубы или листа происходит исчерпание ресурса пластичности металла. При этом, нередко, таким образом полученные заготовки подвергаются пластическому деформированию при последующей операции обработки давлением. В связи с этим поставлена и решена задача оценки способности металлов подвергаться последующей пластической обработке после исчерпания ресурса пластичности на заготовительной операции.

Применительно к схеме двухэтапного деформирования по схеме сдвиг — сжатие в условиях бочкообразования в соответствии с [5] получены соотношения для определения компонентов тензора повреждений:

$$\Psi_Z = \int_{\gamma_1}^{\gamma^*} \frac{Fg}{\cos^2\gamma} \times \left[\sqrt{\frac{2}{3}}a^{(2)} + \frac{b^{(2)}}{3}\left(\frac{2}{\sqrt{1+3\cos^4\gamma}} - 1\right)\right] d\gamma; \quad (1)$$

$$\Psi_\varphi = \int_{\gamma_1}^{\gamma^*} \frac{Fg}{\cos^2\gamma}\left[\sqrt{\frac{2}{3}}\frac{a^{(2)}}{2} + \left(1+3\cos^2\gamma\right) + \frac{b^{(2)}}{3}\left(\frac{\left(1+3\cos^2\gamma\right)^2}{2\sqrt{1+3\cos^4\gamma}} - 1\right)\right] d\gamma; \quad (2)$$

$$F = \frac{n}{\varepsilon_*[\eta]}\left(\frac{\varepsilon_u}{\varepsilon_*[\eta]}\right)^{n-1}, \; n \geqslant 1, \quad (3)$$

где g — параметр интенсивности бочкообразования; ε_u — накопленная пластическая деформация; $\varepsilon_*[\eta]$ — зависимость предельной накопленной деформации от показателя напряженного состояния η, равного отношению первого инварианта тензора напряжений к интенсивности напряжений; a, b — параметры тензорно-нелинейной модели; γ, γ_1, γ^* — параметры процесса по схеме сдвиг—сжатие.

Описание способности материала воспринимать пластическую деформацию сжатия после исчерпания запаса пластичности возможно только в рамках тензорно-нелинейной модели Мишулина—Михалевича [6], так как согласно тензорно-линейной модели Г.Д. Деля ($b = 0$) подобные эффекты могут быть описаны на качественном уровне только по отношению к процессам двухэтапного деформирования с отрицательным значением косинуса угла излома траектории деформаций.

Зависимость качества поверхности резаных торцов от технологического зазора установил С.Ш. Яшаяев, предложивший в начале 1960-х гг. беззазорную резку круглого сортового проката (А. с. № 156032). Им введено понятие дифференцированного зажима, при котором отношение силы зажима $P_{заж}$ заготовки к силе резки $P_{рез}$ в процессе среза заготовки поддерживалось автоматически за счет сложной конструкции клиновых зажимов:

$$P_{заж} = kP_{рез}, \quad (4)$$

где k = 1,5...2,5 для углеродистых сталей.

Однако промышленное освоение резки с дифференцированным зажимом показало, что наличие одного только кольцевого обжатия заготовки ножами-прижимами недостаточно для стабильно качественной разрезки заготовок. Конструктивное исполнение оборудования для резки прутковых заготовок оказалось громоздким, что приводило к частым поломкам, свидетельствующим об экономической нецелесообразности применения данного метода резки прутковых заготовок.

Устранение указанных дефектов, по мнению авторов статьи, лежало в области создания условий всестороннего сжатия в очаге деформации среза. Вопросам разработки конструкций силового оборудования, реали-

зующего способы воздействия на очаг деформации осевым сжатием, в частности, применительно к гибке трубопроводов, посвящены работы Е.Н. Мошнина, например [7].

На ФГУП "НПО "Техномаш" разработан способ резки круглого сортового проката, представляющий собой совмещение кручения и поперечного сдвига, сопровождаемого дифференцированным зажимом заготовки на всем протяжении ее разделения на отдельные части. Способ обеспечивает создание в очаге деформации гидростатического давления и отвечающего ему постоянного, автоматически меняющегося по мере изменения площади поверхности среза, отношения силы зажима заготовки к силе резки по методу С.Ш. Яшаяева.

Известно, что при стесненном кручении ($P_0 \neq 0$), когда длина заготовки стержневого типа заневолена (зафиксирована) и остается постоянной, возникающая по мере кручения осевая сила (распор), выражается уравнением:

$$P = -\frac{\pi}{\sqrt{3}}\left(1 - \frac{\sigma_0'}{\sigma_0''}\right) \times \int_0^R r\left(\int_0^R \sigma_0' \cos\left(\operatorname{arctg}\frac{2}{\gamma}\right)\frac{dr}{r} + \sigma_0' \cos\left(\operatorname{arctg}\frac{2}{\gamma}\right) dr\right), \quad (5)$$

где R — радиус заготовки; r — текущий радиус в зависимости от сдвига $\bar{\gamma}$, $r = \frac{R}{\bar{\gamma}_n}\bar{\gamma}$; σ_0' — интенсивность напряжений при растяжении образца до интенсивности деформации $\bar{e}_0 = \frac{1}{\sqrt{3}}\ln\left(1 + \frac{1}{2}\gamma^2 + \frac{1}{2}\gamma\sqrt{\gamma^2 + 4}\right)$; σ_0'' — интенсивность напряжений при кручении образца до интенсивности деформации $\bar{e}_{01} = \frac{1}{\sqrt{3}}\gamma$.

По данным Г.Д. Деля, деформация кручения сопровождается незначительным удлинением, и в случае ограничения степени свободы заготовки в осевом направлении возможно наложение на напряженное состояние сдвига эффекта осевого сжатия.

При резке сдвигом качество поверхности среза и точность заготовки получаются значительно более высокими, чем при резке с технологическим зазором. Этому способствуют осевые распорные силы, возникающие в процессе кручения и достигающие около 20 % от силы реза, так как при стесненном скручивании наряду с касательными возникают и нормальные напряжения — эффект от неравномерной депланации сечения (нарушение плоскостности поперечных сечений).

Внесение в схему беззазорной резки заготовки элементов скручивания поперечного сечения заневоленой заготовки создает в зоне резки эффект осевого сжатия [8], что в сочетании с силой сдавливания, реализуемого прижимами, благоприятно влияет на смягчение неравномерного трехосного напряженного состояния. При этом обеспечивается высокое гидростатическое давление, что оказывает благоприятное влияние на пластическое течение металла. Разделение заготовки происходит путем пластического сдвига без разрушения при значении осевого сжатия $(2...5)\sigma_s$ [9]. Отрезанные заготовки получаются с ровными и перпендикулярными к продольной оси заготовки зеркально-гладкими торцами.

В развитии технологии беззазорной резки с учетом устройства для резки скручиванием [10] разработан способ резки сортового круглого металлического проката (рис. 2), обеспечивающий создание в очаге деформации условий всестороннего сжатия за счет реализации в зоне резки заготовки поперечного скручивания и дифференцированного зажима, автоматически поддерживающего расчетные отношения силы зажима заготовки к силе резки.

Устройство для резки сортового проката содержит станину *1* с левой парой режущего блока: шарнирной опорой *2* и прижима *3* и правой парой режущего блока (см. рис. 2) — шарнирной опорой *4*, ползушкой *5*, контактирующих друг с другом по вертикальным поверхностям.

В режущих блоках выполнены полости со скошенными опорными поверхностями, в которых устанавливаются ножи-вкладыши в виде сегментов. Правый нижний нож-вкладыш установлен на выталкивателе *6*, который контактирует со штоком *7* нижнего гидроцилиндра *8*. Верхние левый *9* и правый *10* гидроцилиндры контактируют с верх-

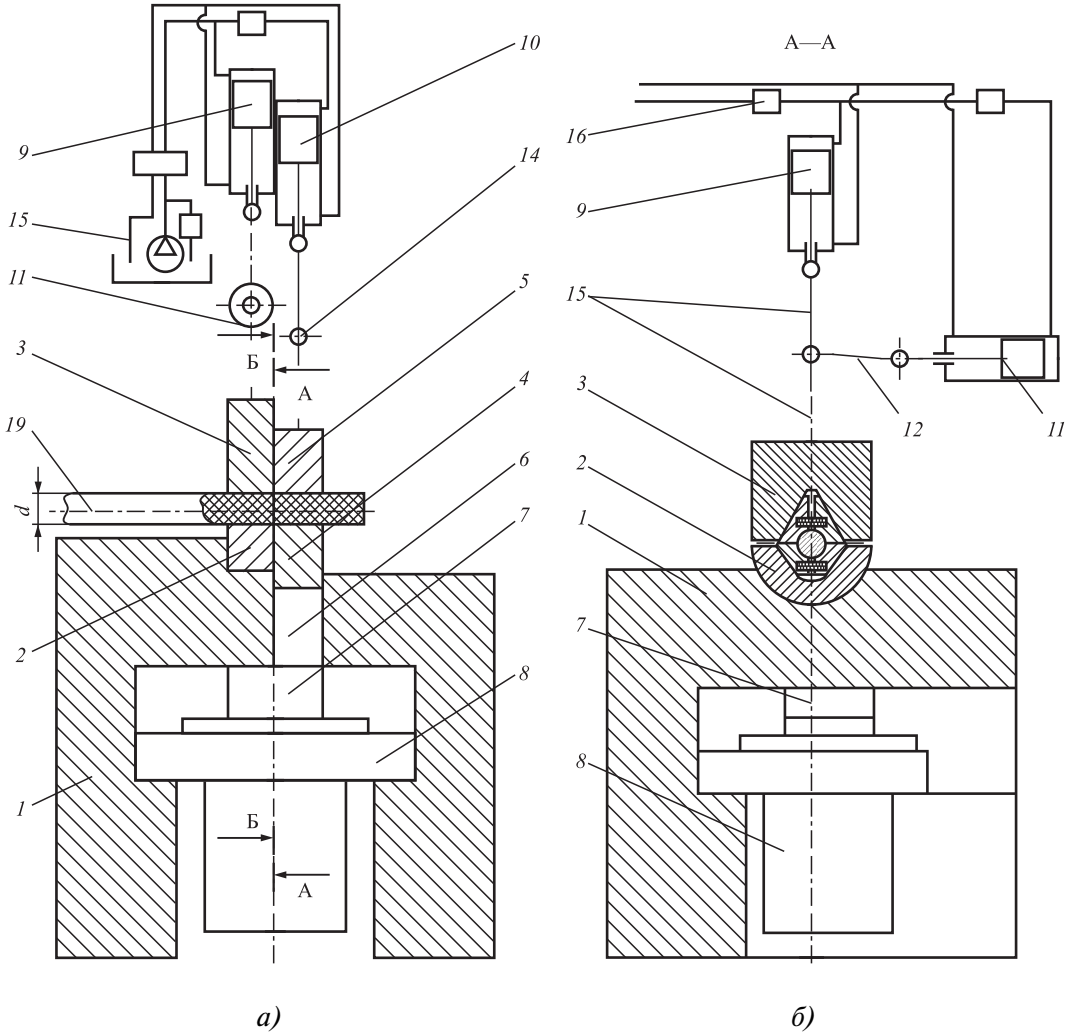


Рис. 2. Схема устройства для резки сортового проката:
а — вид спереди, исходное положение, продольный разрез; *б* — вид левой половины (А—А), исходное положение

ними левым прижимом *3* и правой ползушкой *5*, которые через скошенные поверхности управляют левыми и правыми ножами-вкладышами.

Левый боковой гидроцилиндр *11* через левое коромысло *12* воздействует на верхний прижим *3*, правый боковой гидроцилиндр *13* через левое коромысло *14* воздействует на ползушку *5*.

Левая пара ножей-вкладышей через ползушку *5* соединена системой рычагов *15* и приводом *16* (см. рис. 2), обеспечивающих поворот левой пары ножей против часовой стрелки, а правая пара ножей-вкладышей, симметричная левой паре, снабжена системой рычагов *17* и приводом *18* (рис. 3). Заготовка *19* устанавливается между верхними и нижними ножами-вкладышами.

Устройство для резки сортового проката работает следующим образом (рис. 4).

Заготовку *19* из сортового проката диаметром *d* устанавливают в проем между верхними и нижними ножами и укладывают на рабочую поверхность нижних ножей-вкладышей. Гидроцилиндры *9* и *10* опускают прижим *3* и ползушку *5* вниз и прижимают верхние ножи-вкладыши к заготовке *19*, которая прижимается к нижним ножам-вкладышам. Левый боковой гидроцилиндр *11* перемещает коромысло *12*, а вместе с ним и левые верхние ножи в правую сторону от вертикальной оси на угол α (см. рис. 3). Одновременно с этим

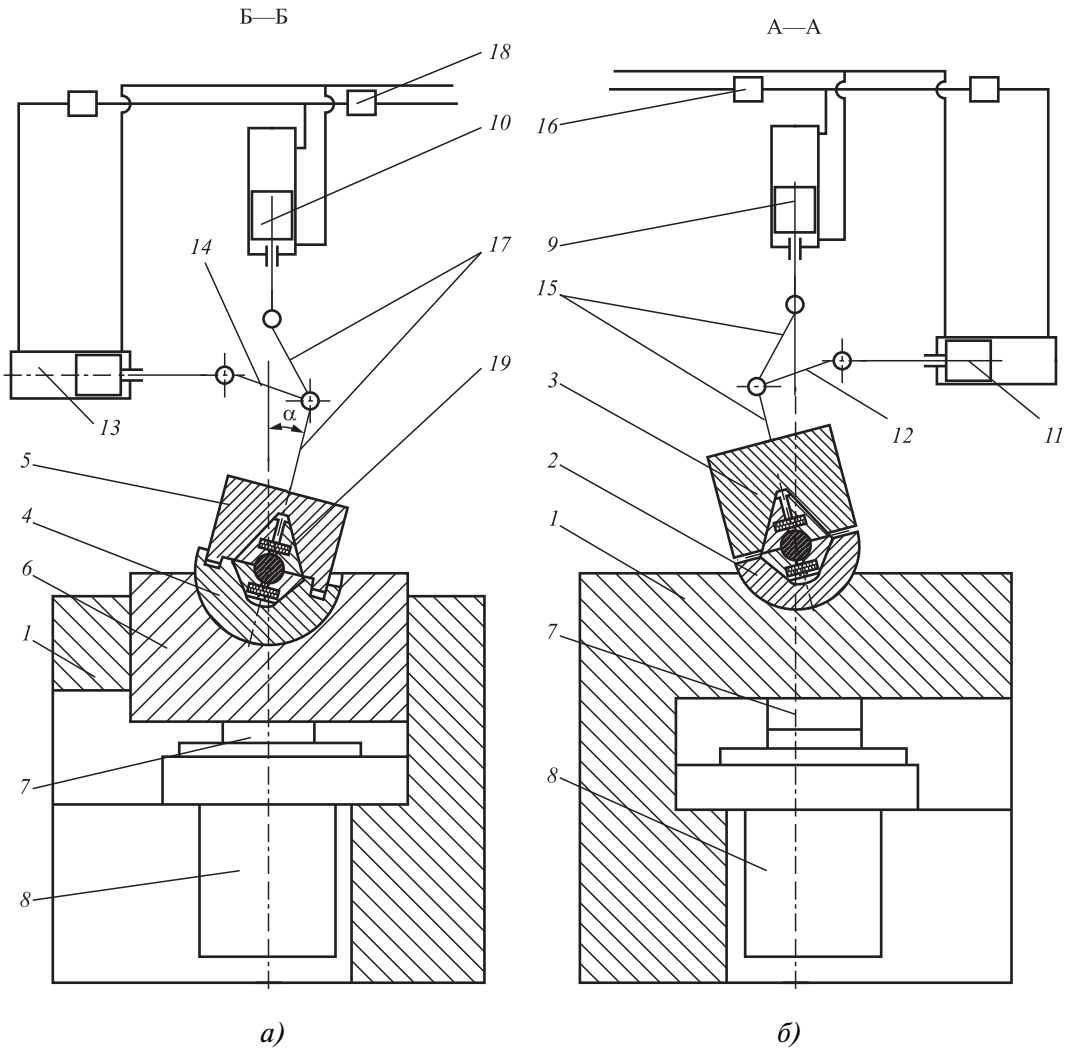


Рис. 3. Схема работы устройства:
а — вид справа (Б—Б), конечное положение; *б* — вид левой половины (А—А), конечное положение

правый боковой гидроцилиндр *13* перемещает коромысло *14*, а вместе с ним и верхние правые ножи-вкладыши в левую сторону от вертикальной оси на угол α.

При достижении заданного давления скручивания гидравлическая подушка нижнего гидравлического цилиндра *8* под вертикальным давлением верхнего ножа *5* перемещает шток *7* вниз на величину *h*. За ним следует выталкиватель *6* и правый нижний нож *4*, при этом происходит разрезка заготовки сортового проката *19* (см. рис. 4).

Нижний гидроцилиндр *8* устраняет гидравлический удар инерции срыва.

После резки заготовки шток нижнего гидроцилиндра *8* поднимает через выталкиватель *6* шарнирную опору *4* наверх, верхние гидроцилиндры возвращают в исходное положение ползушку *5* вместе с боковыми гидроцилиндрами. Когда прижим *3* и ползушка *5* устанавливаются в исходное положение, устройство для резки заготовок готово к дальнейшей работе. Затем отрезанная заготовка извлекается из штампа.

Заключение. Предложен способ резки скручиванием с дополнительным сдвигом зафиксированной заготовки, что приводит к созданию благоприятной схемы напряженного состояния и к повышению деформируемости заготовки.

Скручивание с дополнительным сдвигом заготовки приводит к появлению в зоне резки осевого эффекта деформации, который благоприятно влияет на смягчение неравномерного

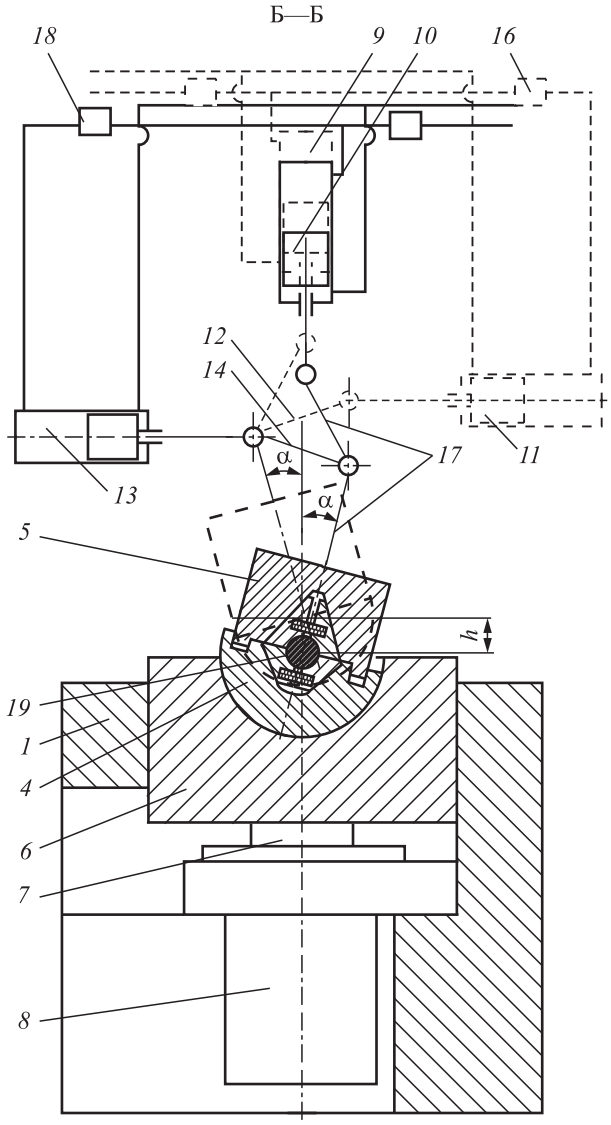


Рис. 4. Схема резки сортового проката (поперечный разрез)

трехосного напряженного состояния, обеспечивая высокое гидростатическое давление, под действием которого изменяется характер процесса образования сколов — полностью исключается разрушение, происходит выравнивание осевого зазора в угловом направлении. Разделение происходит путем пластического сдвига с обеспечением ровных и перпендикулярных к продольной оси заготовки зеркально-гладких торцов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 4. Листовая штамповка / под общ. ред. С.С. Яковлева; ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 732 с.
2. **Соловьев С.С.** Безотходная разрезка сортового проката в штампах. М.: Машиностроение, 1985. 176 с.
3. **Огородников В.А., Терентьев Г.П., Михалевич В.М.** Деформируемость заготовок из листовых материалов при чистовой вырубке // Исследование в области пластичности и обработки металлов давлением. Тула: ТПИ, 1978. Вып. 6. С. 131—138.
4. **Огородников В.А.** Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. К.: Выща шк., 1983. 200 с.
5. **Оценка** деформируемости материала заготовок, полученных отделением методами пластического сдвига / В.А. Матвийчук, В.М. Михалевич, Л.И. Алиева // Обработка металлов давлением: сб. науч. тр. Краматорск: ДГМА, 2013. № 4 (37). С. 16—21.
6. **Мишулин А.А., Михалевич В.М.** Совершенствование технологии ковки на основе описания деформационной анизотропии пластичности // Оптимизация ковки на автоматизированных ковочных комплексах: труды ЦНИИТМАШ. 1982. № 173. С. 144—161.
7. **Мошнин Е.Н., Янов С.Н.** Методика определения силовых параметров машин для гибки труб с осевым сжатием // Кузнечно-штамповочное производство. 1975. № 12. С. 15—18.
8. **Панов А.Д.** Изменение длины идеально упругих стержней при кручении // Известия РАН. МТТ. 2008. № 2. С. 71—78.
9. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка. 2-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 717 с.
10. **Пат. на изобретение № 2 566 102 РФ, МПК[7] B23D15/40, B26F 1/00.** Устройство для резки проката / С.М. Вайцехович, Д.С. Вайцехович, А.С. Кужель, Л.С. Степанов (Россия). Заявители и патентообладатели: С.М. Вайцехович, А.С. Кужель, заявка № 2014128499/02 (046121) от 14.07.2014, опубл. 20.10.2015, Бюл. № 29. 7 с.

Сергей Михайлович Вайцехович, канд. техн. наук;
Дмитрий Витальевич Панов, канд. юрид. наук;
Георгий Георгиевич Кривенко;
Леонид Михайлович Овечкин, канд. техн. наук,
220@tmnpo.ru

УДК 621.77.04

В.Н. Востров, П.В. Кононов, В.В. Мишин, П.А. Глухов
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Выбор рациональных режимов угловой раскатки деталей с фланцами на основе компьютерного моделирования в программном комплексе Deform-3D

На основании конечно-элементных математических моделей, положенных в основу программных комплексов Deform-3D, на примере параметрических расчетов процесса холодной угловой раскатки деталей с фланцем из латуни установлены рациональные диапазоны углов наклона раскатных валков на всех стадиях деформирования заготовки.

Ключевые слова: детали с фланцами; раскатка; конечно-элементное моделирование; комплекс Deform-3D; деформация; рациональные углы валков.

On the basis of the final-element mathematical models, which are been the basis for the program Deform-3D complexes, on the example of parametrical calculations of cold angular expansion process of parts with flange from brass the rational ranges of tilt angles of the rolls at all stages of deformation of preparation are established.

Keywords: parts with flanges; expansion; final-element modeling; Deform-3D complex; deformation; rational angels of rolls.

Наиболее эффективными методами изготовления деталей с фланцами являются технологии объемного формообразования, позволяющие получать детали с достаточной точностью практически без потерь материала и обеспечивающие высокую производительность процесса [1—7]. Формируемые изделия имеют более высокие прочностные характеристики и износостойкость благодаря улучшению физико-механических свойств материала.

Технологические возможности процессов холодной объемной штамповки деталей с фланцами показаны в таблице. Анализ данных таблицы показал, что разработанный способ угловой холодной раскатки деталей с фланцами расширяет технологические возможности процессов холодной объемной штамповки таких изделий. При допустимом относительном удлинении [8] материала заготовки более 30 % диапазон размеров относительной длины раскатываемой ступицы увеличился до $0,2 \leqslant \frac{l_в}{D_в} \leqslant 1,0$, а диапазон размеров относительного диаметра раскатываемого фланца — до $1,5 \leqslant \frac{D_ф}{D_в} \leqslant 2,0$.

Новая технология угловой холодной раскатки деталей с фланцами защищена патентом на изобретение RUS 2499648 [9, 10].

Согласно новому способу локальное деформирование заготовки осуществляют при поступательном перемещении инструмента и синхронном вращении заготовки и инструмента за счет контактного трения между поверхностями инструмента и заготовки. Деформирование выполняют в три стадии. Кинематические схемы всех стадий разработанного процесса раскатки деталей с фланцами показаны на рис. 1—4.

На рис. 1—4 обозначено: $l_д$ — длина деформируемого участка заготовки; $D_д$ — диаметр деформируемого участка заготовки; $l_н$ — дли-

Технологические возможности процессов холодной объемной штамповки деталей с фланцами

Вид операции ОМД	Относительное удлинение материала заготовки δ, %, не менее	Относительное удаление фланца от торца заготовки $\frac{l_в}{D_в}$	Относительный диаметр фланца $\frac{D_ф}{D_в}$	Относительная толщина фланца $\frac{h_ф}{D_в}$
Поперечная прокатка [1, 2]	30	0,1...10	1,1...1,3	0,5...1,0
Осадка заготовок обкатыванием [3]	30	0...0,5	1,1...1,2	0,2...0,3
Торцовая раскатка [4]	30	0...0,3	1,5...2,0	0,1...0,3
Высадка в наклонной матрице [5]	30	0,5...1,5	1,2...1,4	0,1...0,2
Радиальное выдавливание [6]	30	0,3...2,0	1,3...1,5	0,1...1,3
Высадка сплошных валов [7]	40	0,1...1,0	1,3...1,5	0,2...0,3
Раскатка наклонными валками в два этапа [8]	40	0,2...1,0	1,5...2,0	0,1...0,3
Разработанный способ угловой раскатки [9]	30	0,2...1,0	1,5...2,0	0,1...0,3

Обозначения: $l_в$ — длина раскатанной втулочной части; $D_в$, $D_ф$ — наружный диаметр втулочной части и фланца соответственно; $h_ф$ — толщина фланца.

на базового участка заготовки; $D_н$ — наружный диаметр базового участка заготовки; $D_{вн}$ — внутренний диаметр заготовки; $l_в$ — длина раскатанной втулочной части; $D_в$ — наружный диаметр втулочной части; $D_ф$ — наружный диаметр фланца; $h_ф$ — толщина фланца.

В исходном состоянии (см. рис. 1) первый деформирующий валок *1* цилиндрической формы устанавливают под углом β_1 к оси приводной матрицы *2*. Исходную трубчатую заготовку ступенчатой формы *3* надевают на стержневую часть выталкивателя *4* диаметром $D_{вн}$ и устанавливают в приводной матрице *2* с внутренним диаметром $D_{вн}$ на длину $l_н$ и длину деформируемого участка заготовки $l_д$.

Деформируемая часть заготовки имеет наружный диаметр $D_д$. Опора выталкивателя *5* подводится к выталкивателю *4* и вводится с ним в контакт для повышения жесткости системы заготовка—инструмент. Второй деформирующий валок *6* устанавливают в исходное положение под углом α к оси приводной матрицы *2*.

На первой стадии формообразования фланца (см. рис. 2) приводную матрицу *2* с заготовкой *3* приводят во вращение, деформирующий валок *1*, установленный углом β_1, подводят к заготовке *3*,

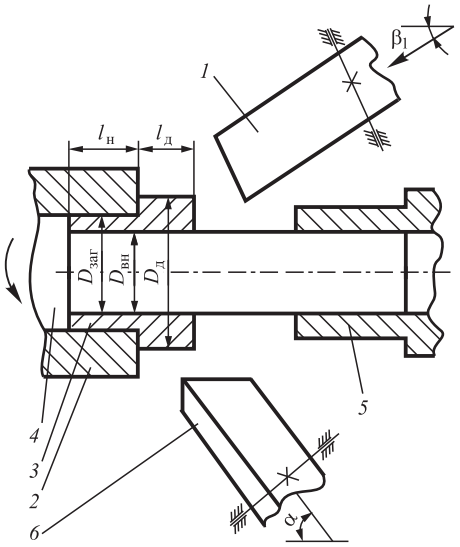


Рис. 1. Исходное положение раскатных валков

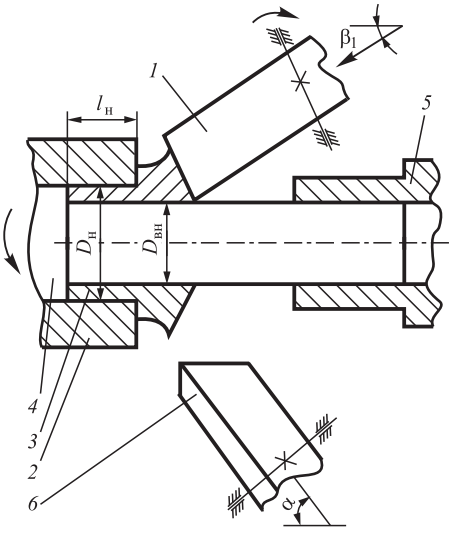


Рис. 2. Первая стадия формообразования фланца

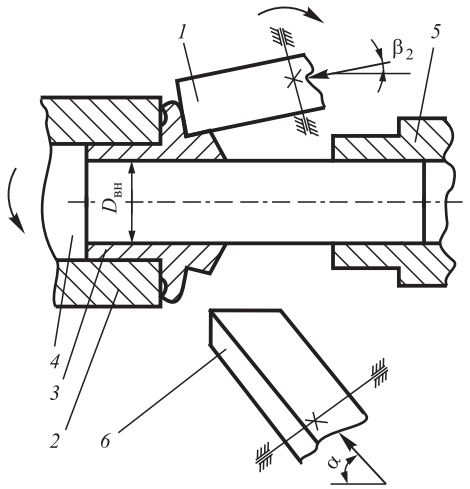


Рис. 3. Схема формирования предварительного фланца (вторая стадия)

перемещают поступательно и осуществляют процесс первого этапа раскатки заготовки *3*.

На второй стадии (см. рис. 3) формируется предварительный фланец. Угол наклона β_1 деформирующего валка *1* относительно оси приводной матрицы *2* изменяют на угол β_2. Деформирующий валок *1* снова подводят к сформированной конической поверхности заготовки *3*, деформируют сформированный усеченный конус и таким образом осуществляют процесс формирования фланца предварительной формы. Формирование фланца предварительной формы предотвращает возможность образования закатов и трещин на поверхности фланца требуемой формы.

На третьей (заключительной) стадии раскатки фланца требуемой формы (см. рис. 4) второй деформирующий валок *6*, установленный

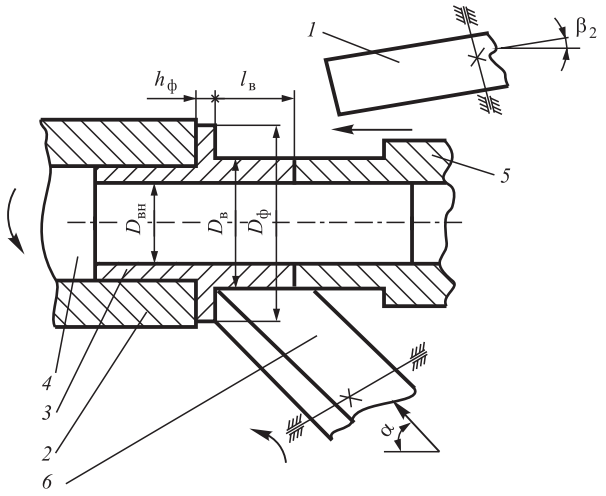


Рис. 4. Заключительная стадия раскатки детали с фланцем

под углом α к оси приводной матрицы, подводят к заготовке *3* с фланцем предварительной формы. Раскатывают предварительный фланец и участок усеченного конуса, недеформированного на втором этапе. Благодаря второму деформирующему валку *6*, установленному под углом α, происходит интенсивное течение металла в радиальном и в осевом направлениях. При этом радиальное течение металла обеспечивает получение фланца на срединной части детали, а течение металла в осевом направлении формирует ее ступицу. В результате получают деталь требуемой формы.

Особенностью процессов угловой раскатки деталей с фланцами является наличие локального очага деформации со сложным напряженно-деформированным состоянием. Компьютерное моделирование данных процессов связано с постановкой и решением задачи объемного напряженно-деформированного состояния. Основная трудность заключается в недопустимости постановки задачи как плоской, так и осесимметричной из-за наличия постоянно смещающегося локального очага деформации и присутствия внеконтактной деформации.

Для получения требуемого качества продукции необходимо выбрать рациональные параметры процесса: технологические параметры, свойства обрабатываемого материала, геометрию формообразующего инструмента и др. Это требует большого числа экспериментов. Моделирование позволяет предотвратить разрушение заготовок и изделий, проанализировать напряженное и деформированное состояния заготовок в процессе их формообразования, существенно сократить финансовые и временные расходы при решении поставленной задачи [11—18].

Целью работы является разработка рекомендаций по повышению эффективности процессов холодной объемной штамповки осесимметричных деталей с фланцами на срединной части, уменьшение трудоемкости и металлоемкости за счет создания благоприятных условий течения металла и устранения причин возникновения дефектов.

Исследуемые материалы. Точность выполнения расчетов при математическом моделировании определяется достоверностью задаваемых исходных данных и адекватностью математической модели сопротивления деформации.

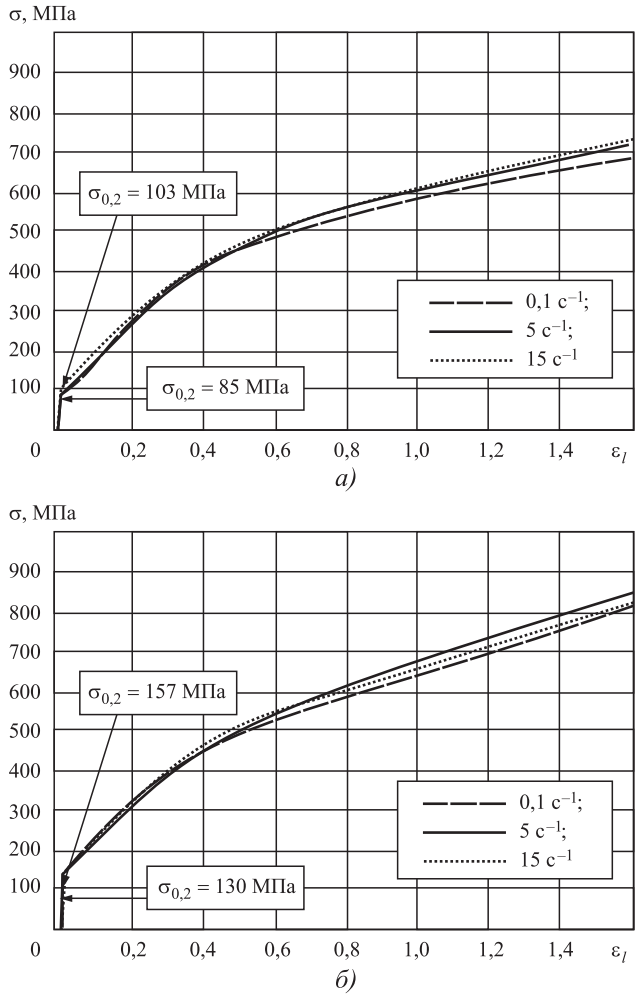


Рис. 5. Зависимости истинных напряжений от истинных деформаций для сплава Л68 (*а*) и Л63 (*б*), полученные при различных скоростях деформации растяжением (температура испытания 20 °С)

Технология угловой раскатки деталей с фланцами [9, 10] реализована на заготовках из медных сплавов Л63 и Л68 (ГОСТ 15527—2004).

Диаграммы пластичности (рис. 5) исследуемых материалов построены на основе экспериментальных данных.

Расчетно-экспериментальные результаты. Кинематическая модель и процессы трех стадий угловой раскатки детали с фланцем в программе Deform-3D представлены на рис. 6 [11—13]. Математическую модель сопротивления деформации в конечно-элементной программе Deform-3D задаем графически в виде диаграммы пластичности.

В расчете инструмент принят в виде абсолютно твердого тела. Геометрические модели заготовки и инструмента разбиты на трехмерные четырехгранные объемные элементы с десятью узлами. Каждый узел имеет три степени свободы. Модели хранятся в системе как некоторое математическое описание и отображаются на экране монитора в виде пространственного объекта. Комплекс Deform-3D имеет возможность автоматического перестроения сетки.

На примере первой стадии деформирования заготовки (формирование конуса) на рис. 7 показана схема задания граничных условий. Модель имеет ограничение по перемещению в осевом направлении и ограничение перемещения поверхности отверстия в радиальном направлении [12].

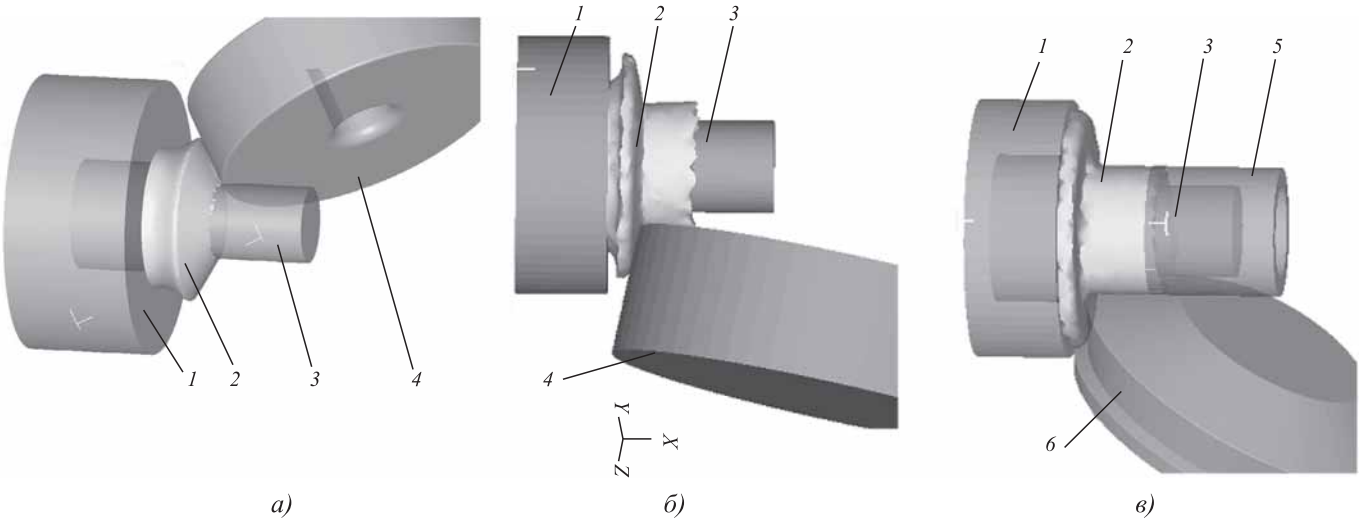


Рис. 6. Первая (*а*), вторая (*б*) и третья (заключительная) (*в*) стадии раскатки детали с фланцем [11—13]:

1 — приводная матрица; *2* — заготовка; *3* — оправка; *4* — первый деформирующий валок; *5* — втулка; *6* — второй деформирующий валок

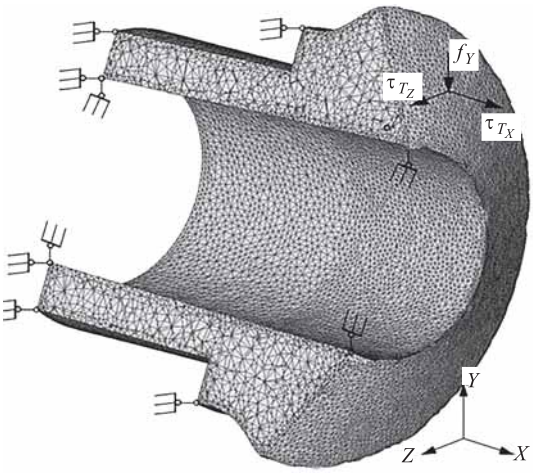


Рис. 7. Схема задания граничных условий на первой стадии формирования детали с фланцем [12]

Трение на контактной поверхности приводит к значительным сдвигам и, как следствие, к формированию поля касательных напряжений. Сдвиговые деформации растут с увеличением обжатия заготовки. На свободных поверхностях, где нет контакта заготовки с раскатным валком, матрицей и оправкой, заданы нулевые силовые условия в виде сил, действующих по нормали к поверхности: $\{P\} = 0$ [13].

Условие $\sigma_n > 0$ (где σ_n — напряжения по нормали к контактной поверхности) дает основание судить о возможном сходе точки с контактной поверхности и о необходимости в дальнейшем рассматривать ее как точку свободной поверхности [19].

Условие

$$\nu\sigma_n \geqslant \tau_s,$$

где τ_s — предел текучести материала на сдвиг; ν — показатель трения на контактной поверхности, свидетельствует о необходимости отказа от модели трения по Кулону и перехода к модели трения по Зибелю [19]:

$$\tau_k = \nu\sigma_s,$$

где τ_k — напряжения контактного трения; σ_s — предел текучести материала заготовки, зависящий от накопленной интенсивности деформации в данной точке контакта.

В пакете Deform-3D реализовано три вида трения: *"Shear"* (трение по Зибелю), *"Coulomb"* (кулоновское трение), *"Hybrid"* (смешанное).

Выбор угла наклона раскатных валков определяет течение металла в радиальном и осевом направлениях. Для разработки неразрушающих режимов раскатки требуемого фланца необходимо установить рациональный диапазон значений углов наклона раскатного валка к оси заготовки на каждом этапе. В целях выбора рациональных режимов раскатки и избежания проведения многочисленных реальных физических экспериментов проведено компьютерное моделирование процесса холодной раскатки детали с фланцем в программном комплексе Deform-3D.

Результаты компьютерного моделирования в программном комплексе Deform-3D представим на примере формообразования деталей с фланцами из латуни Л68 [11, 13]. Анализ полей распределения накопленной интенсивности деформации (рис. 8, см. обложку) позволил установить, что максимальные значения интенсивности деформации сосредоточены в приконтактных слоях.

В процессе первой стадии раскатки в заготовке при углах наклона раскатного валка менее 25° могут образовываться трещины в области основания конуса (рис. 9, *а,* и рис. 10, см. обложку), что свидетельствует об активном течении металла в радиальном направлении и исчерпании ресурса пластичности материала заготовки [20]. Последующая раскатка заготовки невозможна.

На первой стадии раскатки при углах наклона β_1 раскатного валка, превышающих 35°, металл течет преимущественно во втулочную часть (рис. 11). В результате на третьем этапе

Рис. 11. Дефект заготовки после первой стадии раскатки при β_1 = 45°. Диаметр фланца не превышает диаметр раскатываемого участка исходной заготовки

а) *б)* *в)*

Рис. 18. Сопоставление формы заготовки, раскатанной в лабораторных условиях (левая часть изображения), с формой заготовки, полученной компьютерным моделированием в программном комплексе Deform-3D — виртуальный образец (правая часть изображения) после стадий процесса раскатки детали с фланцем из латуни Л63:

а — первая стадия; *б* — вторая стадия; *в* — третья стадия

раскатки формируется деталь с фланцем, не превышающим диаметр раскатываемого участка исходной заготовки. Следовательно, на первой стадии раскатки детали с фланцем угол наклона раскатного валка должен находиться в диапазоне β_1 = 25...35° (рис. 9, *б* и рис. 12, см. обложку).

На второй стадии раскатки формируется предварительный фланец. При углах β_2 менее 10° происходит преимущественное течение металла в радиальном направлении вследствие наличия зон с высокими значениями растягивающих напряжений (рис. 13, *а*, см. обложку). На торцовой поверхности фланца на третьей стадии раскатки заготовки могут образоваться закаты (рис. 14, *а*, см. обложку).

При углах β_2, превышающих 20° (рис. 13, *б*, см. обложку), формируются фланцы не полного объема (рис. 14, *б*, см. обложку) на третьей стадии раскатки вследствие активного течения металла в осевом направлении.

Рациональные значения угла наклона β_2 деформирующего валка: $10° \leqslant \beta_2 \leqslant 20°$ (рис. 13, *в* и рис. 15, см. обложку).

Окончательное формирование контура фланца валка на третьей стадии раскатки выполняется за счет выбора геометрии раскатного валка. Рациональные значения угла наклона α валка: $45° \leqslant \alpha \leqslant 75°$ (рис. 16 и 17, см. обложку).

Применение углов α менее 45° ограничивает длину формируемой втулочной части детали соотношением $\frac{l_в}{D_ф} \leqslant 0,2...0,22$.

Использование углов α более 75° способствует образованию трещин на цилиндрической поверхности фланца вследствие наличия значительных растягивающих напряжений и исчерпания ресурса пластичности материала заготовки [20].

Для оценки адекватности расчетных данных, полученных с использованием программного комплекса Deform-3D, на рис. 18 представлены изображения, в левой части которых приведена половина экспериментальной раскатанной заготовки, а в правой части — половина виртуального образца, построенного в программном комплексе Deform-3D, на трех стадиях угловой раскатки. Видно, что изображения реальной и виртуальной заготовок практически не отличаются.

Выводы

1. Предложен новый перспективный способ угловой холодной раскатки деталей с фланцами, обеспечивающий уменьшение трудоемкости, металлоемкости, себестоимости изделия и расширение номенклатуры изготовляемых методами холодной объемной штамповки деталей с фланцами, за счет создания благоприятных условий течения металла и устранения причин возникновения дефектов.

2. На основании конечно-элементных математических моделей, положенных в основу программного комплекса Deform-3D, на примере параметрических расчетов процесса холодной угловой раскатки деталей с фланцем из латуни Л68 установлены рациональные диапазоны углов наклона раскатных валков на всех стадиях деформирования заготовки.

Рациональный диапазон углов наклона раскатных валков на первой стадии раскатки

составляет $25^\circ \leqslant \beta_1 \leqslant 35^\circ$, на второй стадии: $10^\circ \leqslant \beta_2 \leqslant 20^\circ$ и диапазон углов α на третьей стадии равен $45^\circ \leqslant \alpha \leqslant 75^\circ$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник в 4 т. Т. 2. Горячая объемная штамповка. 2-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 720 с.
2. **Ковка** и штамповка: справочник в 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков / под общ. ред. А.М. Дмитриева. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.
3. **Аксенов Л.Б., Кункин С.Н.** Развитие процессов торцевой раскатки в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете // Цветные металлы. 2014. № 4. С. 40—44.
4. **Романовский В.П.** Справочник по холодной штамповке. Л.: Машиностроение, 1979. 520 с.
5. **Adams B.** New forming method of complex hollow shafts made from tubes simulation supported design and processing results // Современные достижения в теории и технологии пластической обработки металлов: сб. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2007. С. 324—329.
6. **Богоявленский К.Н.** Экономичные методы формообразования деталей / под ред. К.Н. Богоявленского, В.В. Риса. Л.: Лениздат, 1984. 144 с.
7. **Пат. на изобретение SU 2304033.** Способ получения буртов на трубчатых заготовках раскаткой / В.Н. Востров, П.А. Кузнецов, И.В. Сухих. 2007. Бюл. № 22.
8. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: учеб. пособие. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2011. 128 с.
9. **Пат. на изобретение RUS 2499648.** Способ раскатки фланцев на трубчатых заготовках / В.Н. Востров, П.В. Кононов. 2013. Бюл. № 33.
10. **Кононов П.В., Востров В.Н.** Формообразование фланцев деформированием на образующей части трубчатых заготовок // Современное машиностроение. Наука и образование. 2012. С. 391—396.
11. **Кононов П.В., Востров В.Н.** Моделирование формоизменения трубчатых заготовок в процессе холодной угловой раскатки // Современное машиностроение. Наука и образование. 2014. С. 593—600.
12. **Кононов П.В.** Моделирование процесса угловой раскатки конуса на торце трубчатой заготовки // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2014. № 2 (195). С. 117—120.
13. **Кононов П.В., Востров В.Н.** Конечно-элементное моделирование процесса раскатки фланца на трубчатой заготовке // Молодой ученый. 2013. № 9. С. 46—49.
14. **Han X., Hua L.** 3D FE modelling of contact pressure response in cold rotary forging // Tribology International. 2013. Vol. 57. P. 115—123.
15. **Mathematical** modelling of the stress-strain state in asymmetric flattening of metal band / A. Pesin, V. Salganik, E. Trahtengertz, M. Cherniahovsky, V. Rudakov // Journal of Materials Processing Technology. 2002. Vol. 125—126. P. 689.
16. **Critical** strain based ductile damage criterion and its application to mechanical damage in pipelines / M. Gao, R. Krishnamurthy, S. Tandon, U. Arumugam // 13th International Conference on Fracture. Beijing, China. 2013. Vol. 5. P. 3723.
17. **Innovative** metal forming technologies / Ja. Bartnicki, Z. Pater, A. Gontarz, Ja. Tomczak // Journal of Machine Engineering. 2014. Vol. 14. № 1. P. 5.
18. **Оценка** вероятности разрушения металла при горячей прокатке с помощью методов физического и математического моделирования / М.А. Матвеев, В.В. Мишин, А.М. Корчагин и др. // Цветные металлы. Черные металлы. Специальный вып. 2014. С. 103—108.
19. **Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М.** Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. СПб: Наука, 2004. 644 с.
20. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб., 2006. 363 с.

Владимир Николаевич Востров, д-р техн. наук;
Павел Васильевич Кононов,
KPV710@Rambler.ru;
Василий Викторович Мишин, канд. техн. наук;
Павел Александрович Глухов

УДК 669.017

В.С. Муратов, Е.А. Морозова
(Самарский государственный технический университет)

Лазерное легирование железом поверхности титана

Изложены закономерности формирования состава, структуры и свойств поверхности титана при лазерном легировании железом. Даны технологические рекомендации для этого процесса.

Ключевые слова: титан; поверхность; лазерное легирование железом; структура; свойства.

Composition, structure and properties of titanium surface forming regularities upon iron laser alloying are accounted. The technological recommendations are given.

Keywords: titanium; surface; iron laser alloying; structure; properties.

Скорость перемещения лазерного луча и мощность лазерного излучения при *лазерном поверхностном легировании* (ЛПЛ) определяют экспериментально, и они во многом зависят от металла основы и природы легирующего элемента [1—6].

Критериями выбора параметров обработки являются обеспечение оптимальных образования и состояния ванны расплава и надлежащего качества поверхности по структуре и свойствам. В частности, при малом значении плотности мощности q = 45 Вт/мм^2 (мощность лазерного излучения P = 220 Вт) формирования зоны лазерного легирования железом не наблюдается, что обусловлено физическими свойствами материала легирующего элемента. В связи с этим была увеличена плотность мощности до 130 Вт/мм^2 (P = 630 Вт, диаметр пятна 2,5 мм), что обеспечивает формирование ванны расплава с необходимыми параметрами.

Исследование структуры и свойств поверхностного слоя при ЛПЛ титановой подложки (марка ВТ1-0) железом проводили при мощности лазерного излучения P = 630 Вт и скоростях лазерной обработки $v_л$ = 0,5 и 1,66 мм/с [7] на установке непрерывного действия "Катунь".

Характеристики зоны оплавления при ЛПЛ железом представлены в таблице и на рис. 1.

Из приведенных результатов следует, что изменение микротвердости на поверхности зоны легирования поперек лазерной дорожки при сопоставляемых скоростях лазерной обработки имеет различный характер. При скорости $v_л$ = 0,5 мм/с наблюдается различный прирост микротвердости по ширине лазерной дорожки, что обусловливается механизмом

Характеристики зоны оплавления на поверхности титана ВТ1-0, покрытого железом

Толщина слоя железного покрытия, мкм	Скорость лазерной обработки, мм/с	Глубина зоны оплавления, мкм	Содержание Fe в зоне легирования, %	Микротвердость в зоне оплавления, МПа	
				Центральная область	Периферийная область
10	0,5	128	8,3	5000...5200	9000...10 000
	1,66	50	20,0	8900...9100	8900...9100

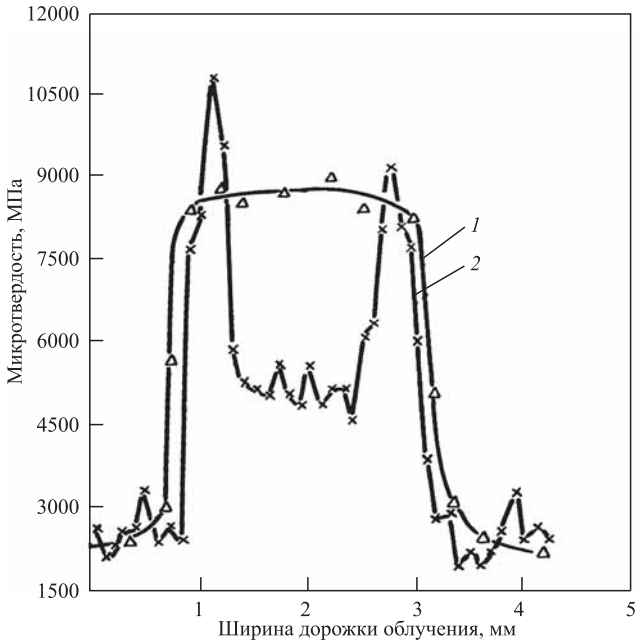


Рис. 1. Изменение микротвердости на поверхности зоны легирования титана однослойным покрытием железом при *P* = 630 Вт и различных скоростях лазерной обработки:
1 — 1,66 мм/с; *2* — 0,5 мм/с

формирования слоистой структуры, когда распределение энергии и температуры в начальный момент имеет максимум на поверхности и в центре пятна [8, 9].

Перегретый металл из центра ванны расплава силами поверхностного натяжения растаскивается к краям ванны. В центре пятна нагрева вследствие ухода разогретого металла обнажается непрогретый нижележащий слой, и образуется зона с пониженной температурой. Из прилегающей кольцевой зоны металл продолжает двигаться по инерции и под действием термокапиллярных сил к краю ванны, а также начинает движение обратно к центру. В центре опять восстанавливается максимум температуры, что приводит к образованию структуры перегрева, для которых при ЛПЛ железом при $v_л$ = 0,5 мм/с характерно значительное снижение микротвердости (до 5000 МПа). При этом периферийная часть упрочненной дорожки имеет повышенную микротвердость (до 9000...10 000 МПа).

При увеличении скорости лазерной обработки до 1,66 мм/с время воздействия несколько снижается, что не приводит к резкому возрастанию температуры в зоне воздействия и образованию неравновесной структуры. Для данной скорости наблюдается практически одинаковая микротвердость ~9000 МПа (см. рис. 1, кривая *1*). Повышение микротвердости при большей скорости $v_л$ = 1,66 мм/с вызвано уменьшением глубины зоны оплавления (с 128 до 50 мкм) и увеличением степени насыщения титана легирующим элементом (см. табл. 1).

На рентгенограмме, снятой с поверхности образцов, подвергнутых ЛПЛ железом при $v_л$ = = 0,5 и 1,66 мм/с, отмечены отражения от линий (100), (002), (101) титана и (110) железа (рис. 2). О появлении линий интерметаллидов Ti_2Fe и TiFe, определяемых по диаграмме состояния Ti—Fe, можно судить только качественно, так как их три наиболее интенсивные линии совпадают по вульф-брэгговскому углу с интенсивными линиями α-Ti и Fe. На рентгенограмме отмечено наличие β-фазы (см. рис. 2). Расщепление линии гексагональной фазы при легировании железом не наблюдается.

Выявленная рентгенографически α′-фаза характеризуется размытием характерных для гексагонального α-Ti интерференционных линий, расположенных под большими углами отражения, что связано с возникновением значительных упругих искажений кристаллической решетки. Вследствие нечеткости линий не удается с достаточной точностью проследить изменение периодов решетки α′-фазы при пересыщении железом. Однако исследования показали, что с увеличением концентрации

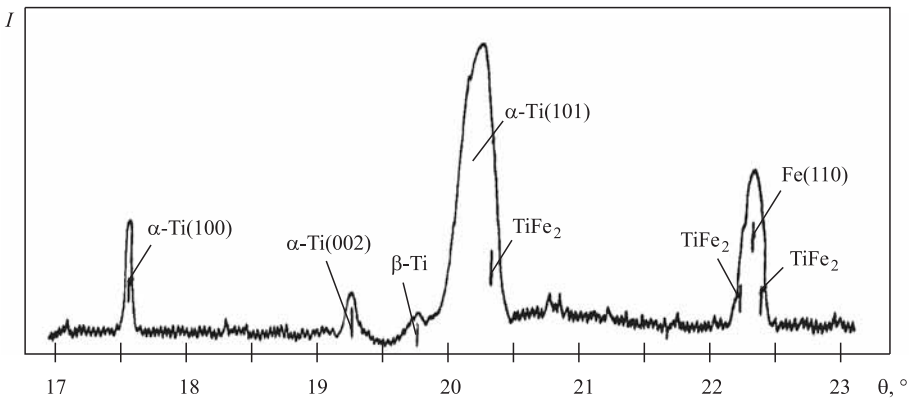


Рис. 2. Фрагмент рентгенограммы с поверхности титана, подвергнутого лазерному легированию железом при *P* = 630 Вт

легирующего элемента при $v_л$ = 1,66 мм/с параметры α′-фазы уменьшаются.

Изменение структуры в зоне лазерного легирования железом исследовали также по определению ширины линий α(α′)-Ti, что характеризует степень несовершенства кристаллического строения. Так, в результате изучения субструктуры зоны переплава, сформировавшейся в процессе двойной фазовой перекристаллизации α → β → α′ в условиях скоростного нагрева, было установлено, что при повышении скорости лазерной обработки от 0,5 до 1,66 мм/с ширина линий (002) и (004) α-Ti заметно (более чем на 20 %) увеличивается по мере роста скорости нагрева. Уширение линий обусловлено повышением плотности дефектов и возрастанием степени несовершенства кристаллической решетки.

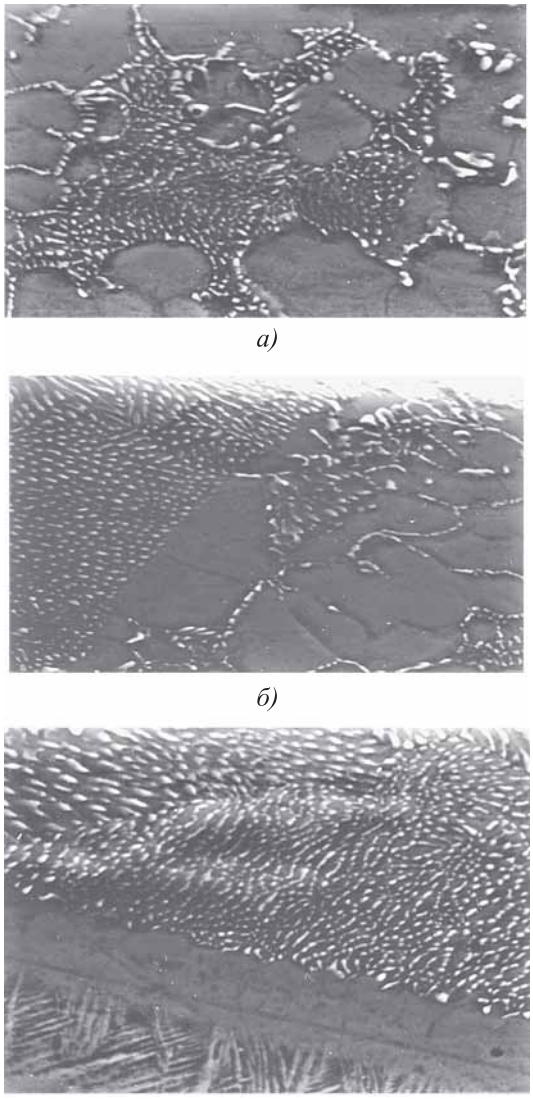
Характерные зоны ванны расплава, образующиеся при ЛПЛ титана железом, изучали для каждой исследуемой скорости.

Скорость лазерной обработки $v_л$ = 0,5 мм/с. Изменение микроструктуры по поперечному сечению ванны расплава, иллюстрирующее неоднородность структуры в области зоны оплавления при данном режиме лазерного излучения, приведено на рис. 3. Характерное изменение температуры подчеркивает закономерность растворения легирующего элемента в микрообъеме. Центральная область расплава представляет собой двухфазную смесь, состоящую преимущественно из зерен α-Ti и эвтектоида, который располагается в виде островков размером до ~30 мкм.

По обе стороны от центральной части в периферийной области (см. рис. 3, *в*) наблюдается характерная эвтектоидная структура с повышенными значениями микротвердости (см. рис. 1). Кристаллиты данной области ориентированы в направлении теплоотвода от центра облученной зоны. Граница раздела основного металла в ванне расплава является четко выраженной. В основной металл на глубину ~25 мкм вклиниваются языки, представляющие собой бывшие участки расплава, превратившиеся в результате охлаждения в квазиэвтектоид.

Характерное распределение легирующих элементов по глубине ванны расплава и зоне термического влияния приведено на рис. 4.

На основании концентрационных кривых определяли глубину ванны расплава и протяженность зоны твердого раствора железа в титане, проявляющегося в виде игольчатой структуры мартенсита. Протяженность зоны термического влияния при малой скорости лазерной обработки ($v_л$ = 0,5 мм/с) составляет ~50 мкм.



а)

б)

в)

Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения ванны расплава титана при лазерном легировании железом при *P* = 630 Вт и $v_л$ = 0,5 мм/с (×2000):

а — центральная область расплава; *б* — периферийная область расплава; *в* — область перехода от центральной к периферийной области расплава

Таким образом, выявлено, что в процессе ЛПЛ железом при перемещении лазерного луча со скоростью 0,5 мм/с отмечено образование структур перегрева со значительным снижением микротвердости в центральной области расплава, а в периферийной области — эвтектоидной структуры с повышенным зна-

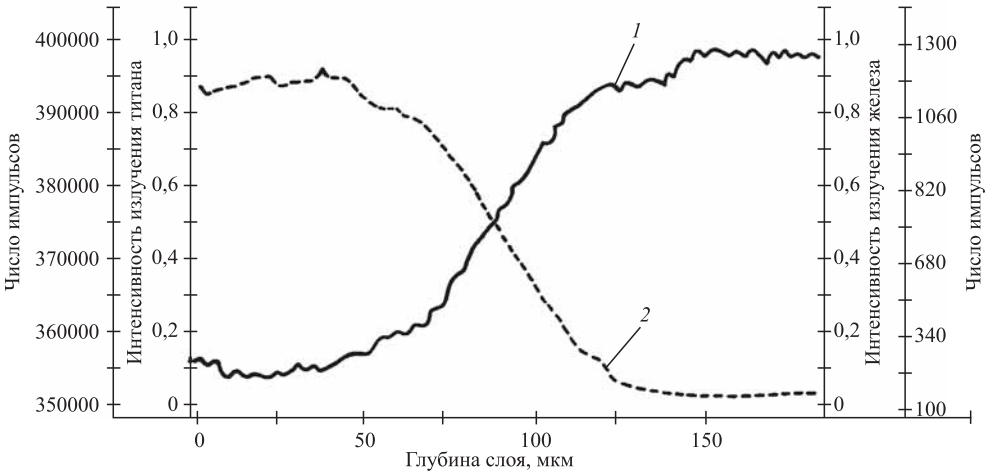


Рис. 4. Характер распределения элементов по глубине ванны расплава и зоны термического влияния титана при легировании железом при P = 630 Вт и $v_л$ = 0,5 мм/с:

1 — титан; *2* — железо

чением микротвердости. В дальнейшем для устранения неоднородности структур и получения равновесного состояния между жидкой и твердой фазами была увеличена скорость лазерного источника.

Скорость лазерной обработки $v_л$ = 1,66 мм/с. Максимальная протяженность расплавленного участка при данном режиме составляет 45...50 мкм. При этом наблюдается относительно равномерная мелкодисперсная структура квазиэвтектоида, образовавшаяся в результате большой скорости охлаждения и определенного концентрационного состава по железу расплавленной ванны.

На приведенном фрагменте микроструктуры (рис. 5) наблюдается четко определяемая глобулярная, а не пластинчатая эвтектика. Отсутствует ориентация кристаллитов в направлении теплоотвода. Граница раздела титановой подложки и ванны расплава является явно выраженной. В матрицу основного металла на глубину ~10...15 мкм вклиниваются языки, представляющие участки расплава. По краю ванны расплава, где значительно снижается концентрация по железу, располагается область, имеющая мартенситную структуру α′-Ti.

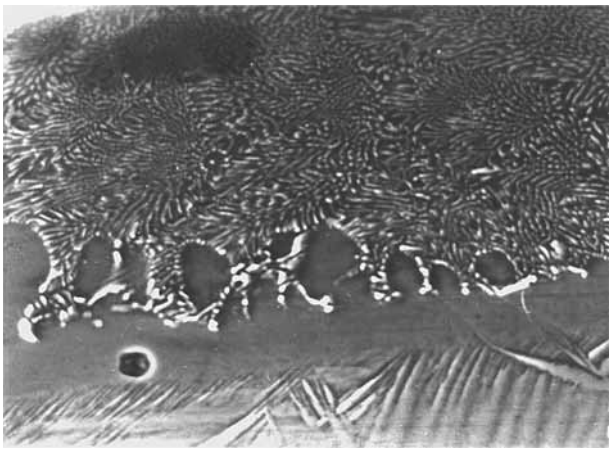


Рис. 5. Микроструктура зоны расплава при лазерном легировании титана железом при P = 630 Вт и $v_л$ = 1,66 мм/с. ×1300

Выводы

1. Поверхностное легирование титана железом при облучении лазером мощностью P = 630 Вт при скорости $v_л$ = 0,5 мм/с неэффективно из-за высокого значения температуры в эпицентре лазерного воздействия, где происходит образование структур перегрева, что ведет к снижению микротвердости и получению неравномерной по сечению зоны оплавления структуры. Периферийная область характеризуется эвтектоидной структурой с повышенным значением микротвердости.

2. При скорости лазерной обработки $v_л$ = 1,66 мм/с формируется мелкодисперсная структура квазиэвтектоида с высокой микротвердостью. Образование однородной структуры способствует обеспечению наилучших характеристик механических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Лазерное легирование никелем поверхности титана // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 6. С. 39—44.
2. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Лазерное легирование поверхности титана медью // Успехи современного естествознания. 2009. № 11. С. 71.
3. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Структура и свойства поверхности титана при лазерном легировании никелем // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 8. С. 67.
4. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Влияние лазерного легирования хромом на структуру и свойства поверхности титана // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 10. С. 74—75.
5. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Структура и свойства поверхности титана при лазерном легировании железом // Успехи современного естествознания. 2008. № 8. С. 95—96.
6. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Поверхностное лазерное легирование титанового сплава ВТ9 // Современные наукоемкие технологии. 2010. № 4. С. 62.
7. **Муратов В.С., Морозова Е.А.** Влияние непрерывного лазерного излучения на изменение структуры и свойств технически чистого титана // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2011. № 5. С. 41.
8. **Муратов В.С., Морозова Е.А.** Определение температурных полей и параметров ванны расплава на поверхности титана при непрерывной лазерной обработке // Фундаментальные исследования. 2015. № 11 (часть 4). С. 719—723.
9. **Морящев С.Ф., Парафеев И.М., Городский Д.Д.** Экспериментальная оценка частоты пульсирующего движения расплава при лазерном легировании // Физика и химия обработки материалов. 1988. № 6. С. 110—111.

Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук, ftf@samgtu.ru;
Елена Александровна Морозова, канд. техн. наук

УДК 621.762; 537.523.4

С.А. Пячин, А.А. Бурков, Т.Б. Ершова, Н.М. Власова, М.А. Теслина
(*Институт материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН*),
Е.Р. Зайкова (*Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск*)

Исследование износостойкости и жаростойкости электроискровых Ti—Al-покрытий на титановом сплаве

Для нанесения электроискровых покрытий на титановый сплав в качестве электродных материалов использованы алюминиды титана с различными стехиометрическими соотношениями, которые были получены порошковой металлургией. Покрытия нанесены в аргоне и азоте. Исследованы состав, микроструктура и свойства интерметаллидных покрытий в зависимости от длительности и продолжительности электроискрового осаждения. Установлено, что микротвердость покрытий из алюминидов титана превышает аналогичный показатель для титановой подложки в 1,5—5 раз, а износостойкость — в 4—6 раз. Максимальную жаростойкость имеет титановый сплав с Ti_3Al-покрытием.

Ключевые слова: интерметаллиды; покрытие; электроискровое легирование; микротвердость; износостойкость; жаростойкость.

Titanium aluminides ($TiAl_3$, TiAl, Ti_3Al) produced by powder metallurgy methods are used as alloying electrodes for electrospark deposition onto titanium alloy. The intermetallic coatings are fabricated in argon or nitrogen. The composition, microstructure and properties of the obtained coatings depending on the length of electric spark pulses and the deposition duration are studied. It is founded that the microhardness of titanium aluminide coatings is higher than for titanium substrate in factor of 1.5—5, and wear resistance is higher in factor of 4—6. The highest heat resistance is observed for the Ti_3Al-coating.

Keywords: intermetallics; coating; electrospark deposition; microhardness; wear resistance; heat resistance.

Введение. Проблемами при использовании титановых изделий являются их склонность к контактному схватыванию при трении, сравнительно низкая жаростойкость и высокотемпературное охрупчивание [1]. Для устранения этих недостатков можно

применять поверхностное легирование и упрочнение.

Интерметаллиды как материал для нанесения защитных покрытий на титановые сплавы имеют ряд преимуществ, поскольку обеспечивают хорошее сцепление с подложкой и улучшают ее коррозионную стойкость. Среди подобного класса материалов особо следует выделить алюминиды титана, обладающие малой плотностью, высокой прочностью, стойкостью к воздействию высоких температур и агрессивных сред [2]. Для нанесения Ti—Al-покрытий можно использовать различные физико-химические методы: вакуумно-дуговое испарение, ионную имплантацию, лазерное легирование, наплавку и др. [3—5]. В данной работе для формирования интерметаллидных покрытий применяли технологию *электроискрового легирования* (ЭИЛ), основанную на переносе металлов с анода на катод при импульсном воздействии электрических разрядов [6].

Электроискровые покрытия характеризуются однородностью состава поверхностного слоя и высокой адгезией с подложкой вследствие перемешивания металлов электродов в расплавленном состоянии. Эффективность метода ЭИЛ для создания интерметаллидных покрытий подтверждается результатами различных исследований [7—9]. В том числе существует положительный опыт по нанесению электроискровых покрытий из алюминидов на титановые сплавы ВТ9, ВТ18, ВТ20, ВТ3-1 [8].

Сформировать интерметаллидное покрытие методом ЭИЛ можно двумя способами. Первый из них заключается в поочередном осаждении двух разных металлов на поверхность катода [9]. Второй, более распространенный, способ предполагает использование в качестве электродных материалов сплавы, в состав которых уже входят интерметаллидные соединения. Поскольку перенос вещества с анода на катод происходит преимущественно по жидко-капельному механизму в течение коротких импульсов, соотношение компонентов в осаждаемом сплаве практически не меняется.

В работе использованы легирующие электроды из сплавов с различными соотношениями титана и алюминия, которые были получены традиционными методами порошковой металлургии, позволяющими значительно сократить расходы на изготовление материалов без потери их функциональных свойств. Электроды из порошковых материалов для ЭИЛ имеют преимущества, так как для них характерны более высокие скорости электроэрозионного разрушения анода и осаждения вещества на катод по сравнению с литыми электродами.

Однако из-за отсутствия достаточного количества экспериментальных данных для каждой электродной пары требуется определить оптимальные режимы электроискровой обработки, т.е. установить, при какой длительности разрядных импульсов и общей продолжительности осаждения формируемые поверхностные слои будут обладать заданными характеристиками.

Помимо параметров разрядного воздействия и материалов электродов на свойства электроискровых покрытий существенное влияние оказывает газовая среда, в которой данные покрытия наносятся [10]. Алюминий и титан как высокореакционные металлы в условиях воздействия разрядов в окисляющих газах (кислород, азот, воздух) способны образовывать устойчивые химические соединения, что может оказывать благоприятное влияние на жаростойкость и износостойкость формируемого слоя [8].

Для выяснения условий образования нитридов в электроискровых покрытиях при осаждении интерметаллидов в азоте были проведены дополнительные исследования. Аналогично для сравнения были исследованы электроискровые покрытия, нанесенные в инертном газе (аргоне).

Цель работы — получение покрытий из алюминидов титана с различными стехиометрическими соотношениями методом ЭИЛ в аргоне и азоте на титановом сплаве, изучение их состава и структуры, а также стойкости при механических, термических и коррозионных испытаниях.

Получение и исследование материалов. Для синтеза алюминидов титана использовали стружку технического титана (сплав ВТ1-0) и алюминиевую пудру ПАП-1 с диаметром частиц около 25 мкм. Титановую стружку размалывали в атмосфере аргона до среднего размера частиц 9 мкм. Порошки Ti и Al в молярных отношениях 3:1, 1:1 и 1:3 смешивались в шаровой мельнице РМ 400 в течение 4 ч в защитной газовой среде при частоте враще-

ния 250 об/мин, после чего порошковые смеси были спрессованы и спечены при температурах 1100 °С в течение 4 ч в вакууме 1,3 Па с последующим охлаждением в печи.

Интерметаллиды были получены в форме брусков с размерами 4×4×40 мм, поэтому их можно было использовать без дополнительной обработки в качестве легирующих электродов — анодов. Каждый отдельный сплав по составу соответствовал одной из трех интерметаллидных фаз: $TiAl_3$, TiAl, Ti_3Al, что подтвердили результаты рентгеновского структурного анализа. В последних двух материалах присутствовало небольшое количество химически несвязанного титана (не более 5 %), но он не оказывал существенного влияния, поскольку интерметаллиды наносили на титановую подложку. Внутренняя структура алюминидов титана представляла собой каркас из сплавленных частиц диаметром 100...200 мкм, состоящих из более мелких зерен.

Покрытия были нанесены с помощью электроискровой установки IMES-40, разработанной в Институте материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН. Частота следования разрядных импульсов составляла 1 кГц, длительность разрядов 0,01...0,4 мс. Амплитуда импульсов тока (110 ± 10) А, межэлектродное напряжение (30 ± 5) В, частота колебаний вибратора 100 Гц. Покрытия осаждали на пластины с размерами 10×10×5 мм из титанового сплава ВТ1-0 при обдуве защитным газом (аргоном) или азотом. Количество перенесенного с анода на катод вещества контролировали взвешиванием электродов через каждую минуту электроискровой обработки на весах Vibra HT с точностью 10^{-4} г.

Микроструктуру покрытий исследовали на оптическом микроскопе Altami и растровом электронном микроскопе EVO 40HV. Микрозондовый элементный анализ проводили с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA ENERGY 350, встроенного в электронный микроскоп.

Фазовый состав полученных покрытий изучали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в Cu-K_α-излучении. В целях идентификации линий рентгенограмм применяли программный пакет PDWin (НПП "Буревестник") и базу рентгенодифракционных данных PDF-2.

Микротвердость по методу Виккерса измеряли на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой 0,5 Н.

Износостойкость и толщину покрытий определяли с помощью трибометра Calotester CSM instruments по схеме "вращающийся шар—плоскость" с применением порошка оксида алюминия в качестве абразивного материала.

Стойкость полученных образцов к высокотемпературной газовой коррозии исследовали на дериватографе 1000-Q посредством нагрева и изотермической выдержки образцов при 900 °С.

Результаты исследований. Анализ кинетических зависимостей изменения масс электродов в процессе электроискрового осаждения интерметаллидов на титановую подложку показал, что наблюдается общая тенденция, характерная для ЭИЛ — масса анода уменьшается вследствие интенсивного электроэрозионного разрушения, а масса катода увеличивается в результате переноса материала анода на катод. Однако скорости осаждения алюминидов титана на титановую подложку при одинаковых параметрах разрядов различаются (рис. 1).

При ЭИЛ в инертном газе масса катода растет быстрее при осаждении интерметаллидов с большим содержанием алюминия (см. рис. 1, *а*). Это объясняется тем, что массоперенос при ЭИЛ осуществляется до тех пор, пока фазовые составы поверхностей анода и катода не станут одинаковыми, поэтому при большом содержании алюминия в анодном материале этот процесс протекает более интенсивно [8].

При осаждении покрытий в атмосфере азота отмечена обратная зависимость — масса катода растет быстрее при осаждении интерметаллида Ti_3Al с более высокой плотностью и содержанием титана, т.е. скорость массопереноса увеличивалась с ростом концентрации титана в электродах (см. рис. 1, *б*). Вероятно, это обусловлено формированием нитрида титана. При удельном времени ЭИЛ титанового сплава интерметаллидами более 3 мин/см^2 привес катода замедляется, что связано с началом хрупкого разрушения легированного слоя из-за накопившихся в нем дефектов.

С увеличением длительности электроискровых импульсов наблюдается рост эрозии анода и привеса катода (рис. 2).

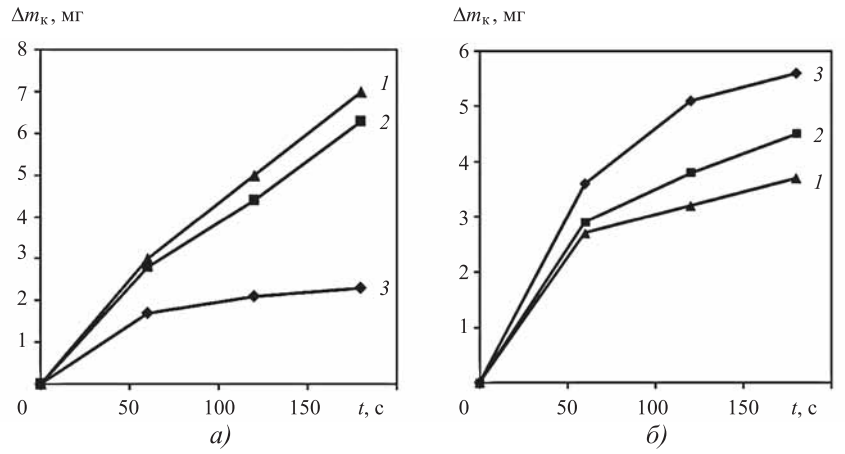


Рис. 1. Изменение массы катода при нанесении электроискровых покрытий из различных интерметаллидов:

а — газовая среда — аргон; *б* — азот; *1* — $TiAl_3$; *2* — TiAl; *3* — Ti_3Al

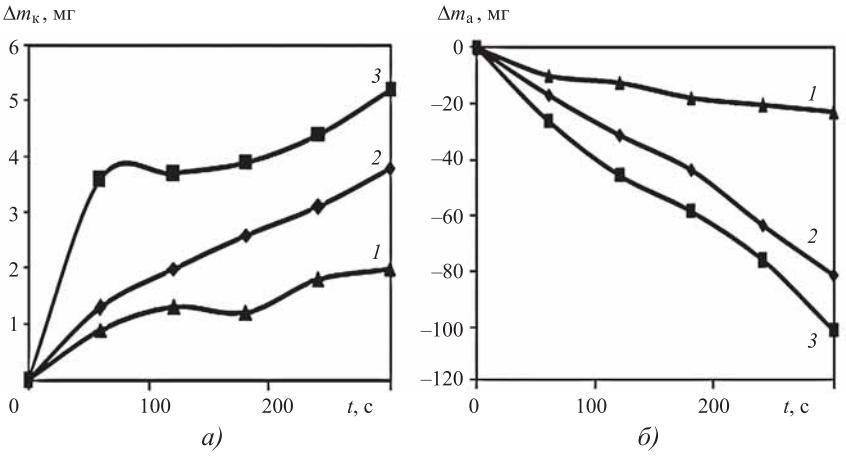


Рис. 2. Привес титанового катода (*а*) и эрозия анода из сплава TiAl (*б*) при нанесении электроискрового покрытия при различной длительности разрядных импульсов:

1 — 10 мкс; *2* — 200 мкс; *3* — 400 мкс

Толщина электроискровых интерметаллидных покрытий, полученных в течение 3 мин нанесения, не превышает 70 мкм и практически не зависит от газовой среды. Средние значения толщины для покрытий из различных алюминидов титана представлены в таблице.

Микроструктуры интерметаллидных покрытий показаны на рис. 3. Видно, что осажденные поверхностные слои отличаются от материала подложки и представляют собой мелкозернистую структуру. На некоторых участках встречаются полости и поры.

Микрорентгеноспектральные исследования распределения металлов в покрытиях показали, что титан и алюминий практически равномерно распределены по глубине поверхностного слоя. Концентрация элементов в покрытии близка к составу исходных интерметаллидов, что объясняется жидко-капельным переносом материала анода на титановый сплав с последующей быстрой кристаллизацией. Толщина переходной зоны между осажденным слоем и подложкой не превышает 4...6 мкм.

На основе рентгеновского дифракционного анализа установлено, что в поверхностных слоях, осажденных в аргоне, преимущественно содержатся интерметаллиды, соответствующие материалу анода, с помощью которого наносили данные покрытия (рис. 4). Титан присутствует как отдельная фаза. На дифрактограммах присутствуют незначительные рефлексы, относящиеся к интерметаллидам с более высоким содержанием титана. Так, в $TiAl_3$-покрытии обнаружены следы TiAl, а в TiAl-покрытии — незначительное количество Ti_3Al.

Характеристики электроискровых интерметаллидных покрытий, полученных в разных газах (длительность импульсов 60 мкс)

Параметр		Средняя толщина, мкм		Микротвердость, ГПа		Износостойкость, кН·м/мм^3	
		Аргон	Азот	Аргон	Азот	Аргон	Азот
Покрытие	$TiAl_3$	53	50	2,06	2,19	0,59	0,65
	TiAl	38	29	3,16	7,42	0,76	0,83
	Ti_3Al	42	47	3,78	10,06	0,90	0,71
Ti без покрытия		—		2,05		0,15	

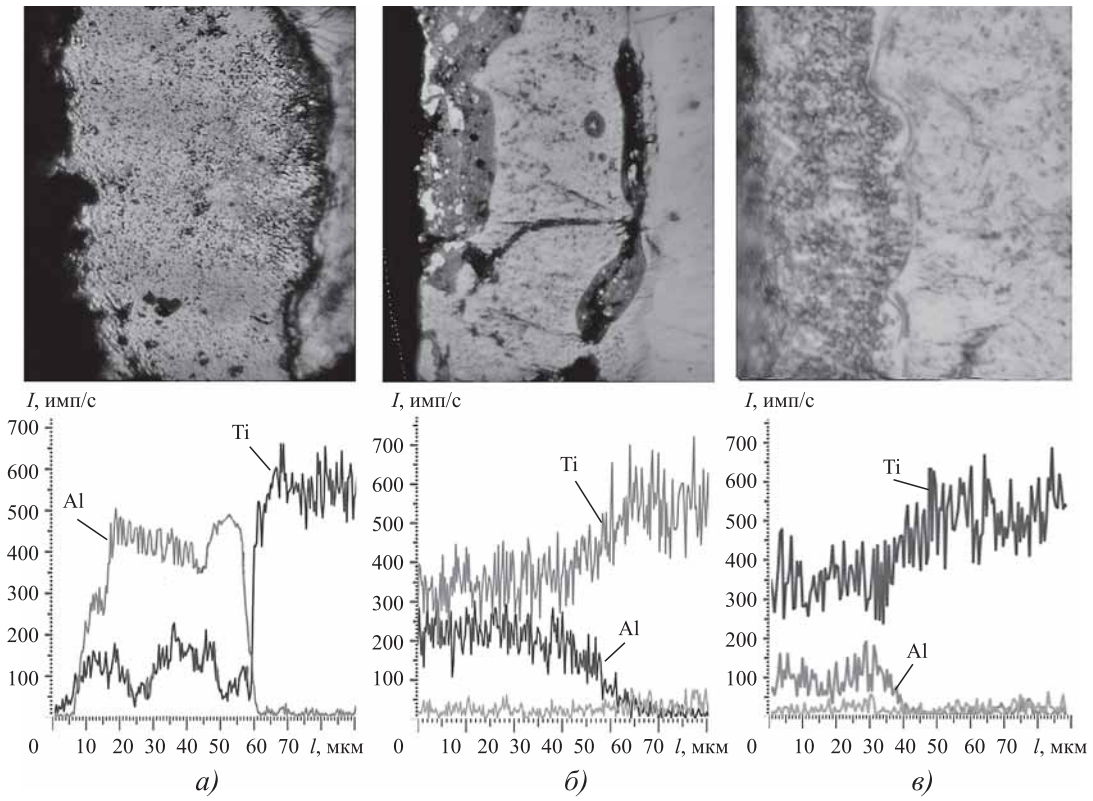


Рис. 3. СЭМ-изображения поперечных сечений интерметаллидных покрытий $TiAl_3$ (*а*), TiAl (*б*), Ti_3Al (*в*) и соответствующие профили распределений концентраций титана и алюминия по глубине

Таким образом, перемешивание алюминидов с титановой подложкой во время электроискрового воздействия способствует формированию новых интерметаллидных соединений. Наличие нитрида титана в Ti_3Al-покрытии является результатом диффузии азота из воздуха сквозь обдувающий поток аргона.

В электроискровых покрытиях, полученных в азоте, также отмечается преобладание алюминида титана с составом, соответствующим исходному материалу анода. В осажденных слоях наблюдается также TiN, концентрация которого повышается с увеличением массовой доли титана в анодном материале.

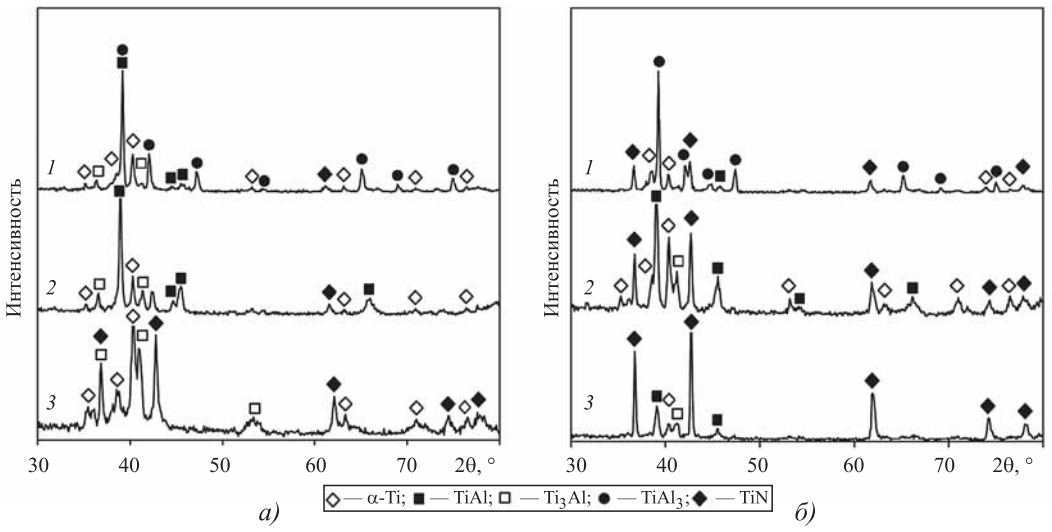


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы электроискровых покрытий, полученных на титановом сплаве в аргоне (*а*) и азоте (*б*): *1* — $TiAl_3$; *2* — TiAl; *3* — Ti_3Al

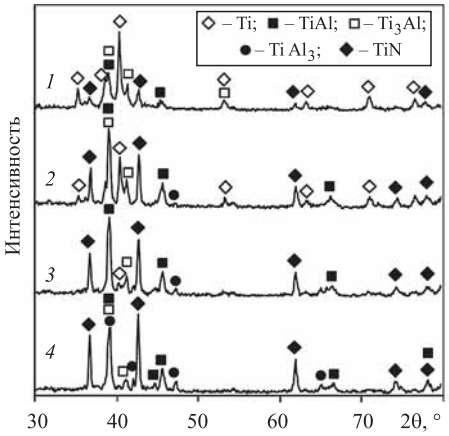


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы Ti—Al-покрытий, полученных на титановой подложке в азоте при длительности разрядных импульсов:
1 — 10 мкс; *2* — 60 мкс; *3* — 200 мкс; *4* — 400 мкс

В Ti_3Al-покрытии количество нитрида титана значительно выше, чем фазы $TiAl_3$.

Влияние продолжительности разрядных импульсов на фазовый состав и свойства покрытий изучено на примере осаждения алюминида титана TiAl. С повышением длительности разрядов от 10 до 400 мкс увеличивается средняя толщина наносимого в течение 3 мин покрытия от 30 до 50 мкм. При этом изменяется фазовый состав осаждаемых поверхностных слоев (рис. 5).

Оценочные расчеты концентраций фаз по отношению интенсивностей дифракционных линий показали, что с ростом длительности разрядных импульсов содержание основного интерметаллида TiAl снижается с 32 до 24 % и алюминида $TiAl_3$ — с 15 до 5 %, уменьшается доля титана с 60 % до полного исчезновения, при этом концентрация TiN увеличивается от 12 до 58 %. При длительности разрядов 200 мкс и более в осаждаемых поверхностных слоях образуется интерметаллидная фаза $TiAl_3$.

Таким образом, перенос интерметаллида TiAl на титановый сплав в условиях воздействия электрических разрядов малой длительности в атмосфере азота приводит к избытку титана в покрытии и образованию интерметаллида Ti_3Al за счет переплавления с материалом подложки. При воздействии разрядов большей длительности интенсифицируется реакция взаимодействия титана с азотом, в результате которой интерметаллидная фаза теряет титан, образуется нитрид титана, а соотношение между Ti и Al в интерметаллидной фазе смещается в сторону алюминия.

Измерения микротвердости на поверхности сечений полученных покрытий показали, что она имеет относительно равномерное распределение на разных участках по глубине осажденных слоев. Однако встречаются области скопления дисперсных включений с микротвердостью 6,8 ГПа и выше.

Количество и плотность распределения включений и, как следствие, среднее значение микротвердости интерметаллидных покрытий повышаются с увеличением концентрации титана (см. таблицу). Для покрытий, осажденных в аргоне, она возросла от 2,06 ГПа для $TiAl_3$ до 3,78 ГПа для Ti_3Al, а в азоте от 2,19 до 10,06 ГПа для $TiAl_3$ и Ti_3Al соответственно. Резкое повышение микротвердости для покрытий, осажденных в азоте, можно объяснить образованием TiN, содержание которого растет с увеличением концентрации титана (см. рис. 4, *б*).

В ходе испытаний на микроабразивное истирание было установлено, что износостойкость титановых образцов с покрытиями из алюминидов титана составляет 0,59...0,9 кН·м/мм^3 (см. таблицу). Как правило, сопротивление износу покрытий, полученных в азоте, несколько выше их аналогов, осажденных в аргоне. Исключение составляет электроискровое Ti_3Al-покрытие в азоте, которое разрушается при истирании быстрее из-за его более высокой твердости и хрупкости.

Влияние длительности разрядных импульсов на износостойкость TiAl-покрытий показано на рис. 6. Видно, что при повышении длительности разрядных импульсов от 10 до 400 мкс стойкость покрытий к микроабразивному износу увеличивается от 0,73 до 0,97 кН·м/мм^3, что в основном связано с ростом концентрации нитрида титана. Износостойкость интерметаллидных покрытий превышает в 4 раза и более износостойкость титановой подложки (0,15 кН·м/мм^3).

Исследование жаростойкости интерметаллидных покрытий показало, что массы всех

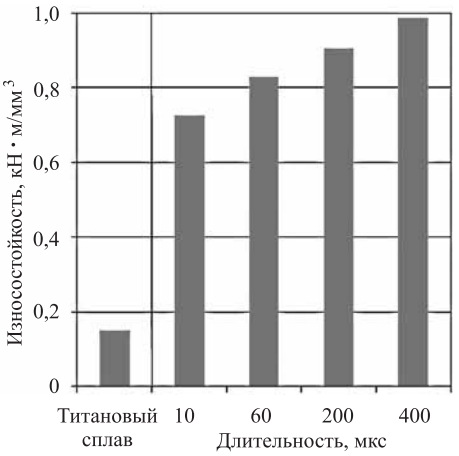


Рис. 6. Износостойкость титанового сплава и нанесенных на него TiAl-покрытий в азоте при различной длительности разрядных импульсов. Продолжительность осаждения 3 мин

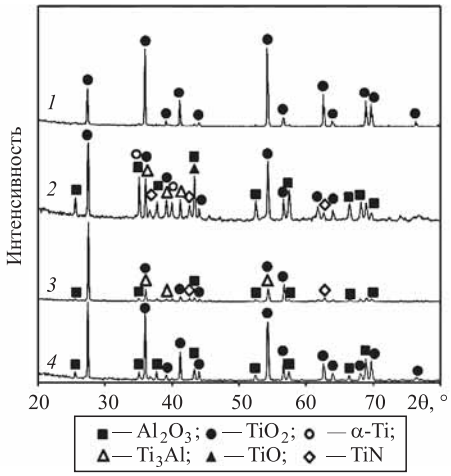


Рис. 8. Рентгеновские дифрактограммы титанового сплава без покрытия и с различными интерметаллидными покрытиями (газовая среда — азот) после испытания на жаростойкость:

1 — без покрытия; *2* — $TiAl_3$; *3* — TiAl; *4* — Ti_3Al

исследуемых образцов увеличиваются в условиях изотермического нагрева при 900 °С в воздухе (рис. 7). Данный факт объясняется высокотемпературным окислением металлов, поскольку согласно результатам рентгенофазового анализа в покрытиях после термической обработки в большом количестве обнаружены оксиды Al_2O_3 и рутил-TiO_2 (рис. 8).

Образцы с электроискровыми покрытиями окисляются с разной скоростью. Максимальная стойкость к оксидообразованию характерна для титанового сплава с Ti_3Al-покрытием в азоте. Скорость его окисления примерно в 1,5 раза ниже, чем у титановой подложки без покрытия. Относительно невысокая жаростойкость TiAl и $TiAl_3$-покрытий вызвана низкой температурой плавления алюминия и образованием многочисленных трещин из-за различных коэффициентов линейного расширения материала покрытия и подложки.

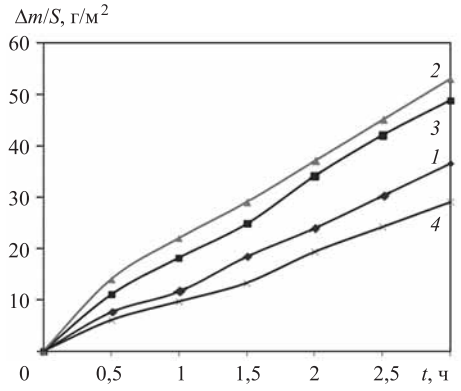


Рис. 7. Кинетические зависимости окисления титанового сплава без покрытия и с интерметаллидными покрытиями (газовая среда — азот):

1 — без покрытия; *2* — $TiAl_3$; *3* — TiAl; *4* — Ti_3Al. Изотермический нагрев в воздухе при $T = 900$ °С

Заключение. Посредством порошковой металлургии изготовлены электродные материалы на основе алюминидов титана различного состава (Al_3Ti, AlTi, Ti_3Al), которые были использованы для нанесения интерметаллидных покрытий на титановый сплав ВТ1-0 методом электроискрового легирования в аргоне и азоте.

Состав покрытий, полученных в аргоне, соответствовал составу осаждаемых материалов. При нанесении покрытий в азоте дополнительно образовывался нитрид титана. Массовая доля TiN в осаждаемых слоях возрастала с повышением содержания титана в исходном интерметаллиде и с увеличением длительности разрядных импульсов, что повышало микротвердость и износостойкость интерметаллидных покрытий. Максимальную стойкость к высокотемпературному окислению по сравнению с титановым сплавом ВТ1-0 показало Ti_3Al-покрытие, осажденное в азоте.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Горынин И.В., Чечулин Б.Б.** Титан в машиностроении. М.: Машиностроение, 1990. 400 с.
2. **Wu X.** Review of alloy and process development of TiAl alloys // Intermetallics. 2006. Vol. 14. P. 1114—1122.
3. **PalDey S., Deevi S.C., Alford T.L.** Cathodic arc deposited thin film coatings based on TiAl intermetallics // Intermetallics. 2004. Vol. 12. Iss. 7—9. P. 985—991.
4. **Kurzina I.A., Kozlov E.V., Sharkeev Yu. P.** Influence of ion implantation on nanoscale intermetallic-phase formation in Ti—Al, Ni—Al and Ni—Ti systems // Surface and Coatings Technology. 2007. Vol. 201. P. 8463—8468.
5. **Adachi S., Nakata K.** Improvement of adhesive strength of Ti—Al plasma sprayed coating // Surface and Coatings Technology. 2007. Vol. 201. P. 5617—5620.
6. **Лазаренко Н.И., Лазаренко Б.Р.** Электроискровое легирование металлических поверхностей // Электронная обработка материалов. 1977. № 3. С. 12—16.
7. **Heard D.W., Brochu M.** Development of a nanostructure microstructure in the Al—Ni system using the electrospark deposition process // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. P. 892—898.
8. **Электроискровое** легирование титана и его сплавов металлами и композиционными материалами / А.Д. Верхотуров, И.А. Подчерняева, В.М. Панашенко, Л.А. Коневцов. Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВОРАН, 2014. 320 с.
9. **Пячин С.А., Бурков А.А.** Формирование интерметаллидного покрытия электроискровым легированием алюминия титаном // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 1. С. 34—37.
10. **Коротаев Д.Н., Иванова Е.В.** Управление активационно-диссипативными процессами при электроискровом легировании стальной поверхности // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 6. С. 81—84.

Сергей Анатольевич Пячин, канд. физ.-мат. наук;
Александр Анатольевич Бурков, канд. физ.-мат. наук,
burkovalex@mail.ru;
Татьяна Борисовна Ершова, д-р техн. наук;
Нурия Мунавировна Власова, канд. техн. наук;
Мария Александровна Теслина, канд. техн. наук;
Екатерина Романовна Зайкова

ИНФОРМАЦИЯ

УДК 658:669.131.7

И.О. Леушин, Д.Г. Чистяков*, А.В. Нищенков
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,
**ОП ООО "РУСАЛ ИТЦ", г. Санкт-Петербург)*

Оценка экономической целесообразности совершенствования технологии изготовления деталей чугунных стеклоформ

Рассмотрен процесс изготовления и эксплуатации деталей чугунных стеклоформ, применяемых для массового производства стеклянной тары. Выявлены тенденции к росту потребительского спроса на стеклянную тару, повышению эксплуатационного ресурса деталей стеклоформ и необходимости проведения исследований в этой области. Изложена необходимость сравнения действующих технологий изготовления деталей формовых комплектов и способа изготовления деталей стеклоформ с дифференцированной структурой литья. В качестве критерия оценки применен метод БОФа.

Ключевые слова: деталь; стеклоформа; чугун; экономический эффект; оценка.

The process of manufacture and operation of parts of cast iron glass-molds used for the mass production of the glass containers is considered. Also outlines the need to improve existing technologies of production of parts as well as comparison of existing technologies of manufacturing of glass-molds parts and method of manufacture with differentiated structure casting. As criteria for the evaluation of these technologies BOF-method is applied.

Keywords: part; glass-mold; cast iron; economic effect; estimation.

Введение. Современное представление о совершенствовании комплекса свойств чугунных деталей стеклоформ (рис. 1), применяемых для массового выпуска стеклянной тары по методу "blow blowing" (BB, двойное выдувание) и работающих при знакопеременных термических и ударных механических нагрузках, базируется на внедрении физических методов обработки рабочих поверхностей уже готовых деталей: лазерное упрочнение, вакуумное ионно-плазменное напыление и т.п.

При этом совершенствованию технологии изготовления литых заготовок (структурирование материала чугуна в процессе литья и его термической обработки, формированию прочной зеренной структуры и фаз на этапе уже изготовления отливок и т.д.) уделяется недостаточное внимание ввиду устоявшегося мнения, что потенциал чугуна, как конструкционного и функционального материала исчерпан. Поэтому в решении проблемы повышения эксплуатационной стойкости чугунных деталей ключевые позиции в технологической цепочке их изготовления занимают операции борирования, напыления, газового порошкового наплавления и т.д., а в процессе ремонта — перешлифовка, заварка, химическое перетравление и др., т.е. процедуры устранения эксплуатационных дефектов (разрывов сплошностей — трещин разгара, зон интенсивного окисления, коробления), вызванные невысокой надежностью работы материала-основы детали — чугуна. В связи с этим значительную часть себестоимости изготовления таких деталей (до 10 тыс. руб./ед. продукции) занимают затраты на доведение полученных при изготовлении свойств деталей до потребительского уровня на стадии упрочнения рабочих кромок и поверхностей стеклоформ.

Тенденция роста спроса на стеклотарную продукцию (рис. 2) обязывает стекольные заводы идти по пути максимизации эксплуатационного ресурса стеклоформующей оснастки при наименьшей стоимости на ее изготовление. Вследствие высокой оборачиваемости средств на заводах такого

Рис. 1. Деталь стеклоформы ("полуформа" формового комплекта)

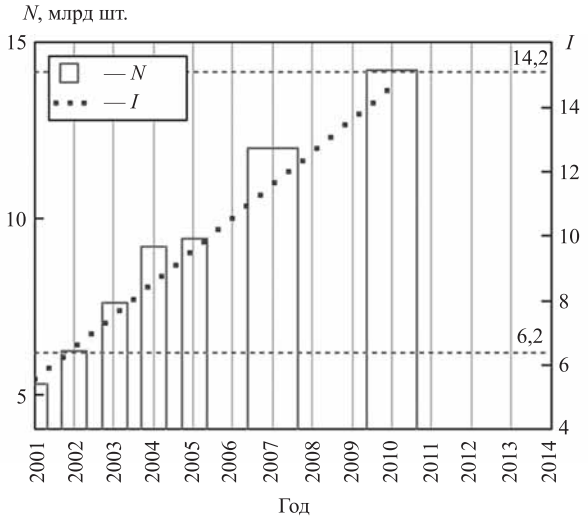


Рис. 2. Динамика изменения выпуска стеклянной тары с 2002 по 2014 г.:

N — количество выпущенной тары; *I* — регрессия МНК

типа (4 раза в год — для бутылочного производства, 2 раза в год — для баночного) повышение показателей эксплуатационной стойкости деталей стеклоформ от (200...400) тыс. до 800 тыс. ... 1 млн теплосмен (для роторного стеклоавтомата со скоростным режимом 25...30 изд./мин с 1 недели непрерывной работы до 4—5) сокращает затраты на оснастку.

Обзор состояния вопроса. На основании изложенного выше становится понятным, что от повышения эксплуатационной стойкости формовых комплектов (и необходимости проведения экспериментальных работ в этом направлении) в большей мере выигрывают стеклотарные заводы, являющиеся потребителями металлопродукции и соотносящие ресурс стойкости напрямую на количество полученных ими годных стеклянных изделий. Критичность сложившейся ситуации заключается в больших производственных затратах именно стеклотарных заводов, потребляющих детали стеклоформ отечественного изготовления, способные выдержать не более 550 тыс. теплосмен на линии[1] (как правило, этот показатель редко превышает (300...400) тыс. циклов для формовых комплектов отечественного изготовления). В более выгодных условиях находятся стеклотарные заводы, потребляющие детали иностранного изготовления от брендовых производителей (ZITZMANN, Инхом-98 и т.д.), способные выдержать ресурс 700 тыс. ... 1 млн теплосмен. В связи с этим остро стоит проблема импортозамещения деталей стеклоформ и в настоящее время требуется разработка эффективной технологии

[1] По данным ООО "Красное Эхо" (Владимирская обл.); ООО "Завод Символ" (Владимирская обл.); ОАО "Свет" (Республика Удмуртия); ОАО "Березичский стекольный завод" (Калужская обл.); ООО "Каменский стеклотарный завод" (Ростовская обл.); ООО "ЧСЗ-Липецк" (Липецкая обл.) и т.д.

изготовления литых деталей с высоким показателем ресурсоспособности при производственных затратах, позволяющих повысить конкурентоспособность отечественных предприятий.

Цель работы — оценить эффективность реализации в рамках действующего производства разработанной технологии изготовления деталей стеклоформ.

Основные преимущества предлагаемой технологии изготовления деталей стеклоформ, описанные в работах [2, 3], заключаются в повышении:

— теплофизических свойств стеклоформ (за счет интенсификации процессов графито- и ферритообразования на стадии изготовления литой заготовки);

— прочностных показателей деталей (за счет глобуляризации графитовых включений в рабочем (контактирующем с расплавленным стеклом (в черновой форме) или "пулькой" (в чистовой форме)) слое литой заготовки);

— жаростойкости формового комплекта (за счет легирования группой элементов (Si, Al, Cr), формирующих на поверхности детали плотные окисные плены сложных нестехиометрических составов, типа шпинелей $FeCr_2O_4$, $FeAl_2O_4$ и т.п.);

— термостойкости деталей (за счет дифференцированного расположения графитовых включений в массе чугуна с феррит-перлитной металлической матрицей: рабочий слой (толщиной до 10 мм) содержит графит шаровидной формы (ШГ), промежуточный слой (10...40 мм) — графит вермикулярной формы (ВГ), наружный слой (более 40 мм) — графит пластинчатой формы (ПГ)).

Ключевыми условиями в технологии изготовления готового формового комплекта являются: сокращение производственных расходов на изготовление литой заготовки; сокращение продолжительности изготовления детали (за счет оптимизации процесса термической обработки отливок и устранения процедуры упрочнения рабочих кромок и поверхностей); повышение эксплуатационного ресурса готовой детали до 800 тыс. ... 1 млн теплосмен.

Расчет экономической эффективности. Для сравнительной оценки тех или иных проектов (технологий изготовления деталей) рационально применить анализ технологий на основе методов выбора по Парето, Борду или методов многокритериальной экспертной оценки. Выбор данных методов для оценки различных технологий изготовления металлоизделий вызван сложностью точного определения затрат по операционной деятельности представленных выше стеклотарных заводов и производственных расходов заводов-поставщиков формовых комплектов. Поэтому провести точный расчет экономической эффективности в стоимостных показателях не представляется возможным [4].

В качестве альтернативных вариантов (проектов) рассматривали наиболее перспективные технологии изготовления деталей стеклоформ в Западной части России и Поволжье:

— способ изготовления детали из чугуна с ПГ (с последующим упрочнением рабочих кромок) (способ/технология № 1) [5];

— способ изготовления детали из чугуна с ВГ [6] или дифференцированной структурой типа ШГ → ВГ (способ/технология № 2) [7, 8].

Оценка технологий изготовления деталей стеклоформ по Парето и Борду определила два варианта технологий: метод изготовления деталей с дифференцированной структурой и метод получения деталей с дифференцированной структурой литья. Выбрать наиболее оптимальный вариант этим методом не представляется возможным, так как балльная система оценки технологий определила одинаковое количество баллов у обоих вариантов. Метод экспертной технической оценки выявил преимущество технологии получения деталей стеклоформ с дифференцированной структурой литья (способ/технология № 3) (табл. 1), т.е. технологии № 1 и 2 являются технически сложно реализуемыми.

Сущность применяемого метода заключалась в выполнении следующего алгоритма:

— составление списка возможных критериев оценки;

— оценка качества варианта технологии по каждому критерию балльной шкалой (очень хорошее — 4 балла, хорошее — 3, достаточное — 2, приемлемое — 1, неудовлетворительное — 0); идеальный вариант технологии имеет оценку 4 балла для всех критериев;

— оценка эффективности сравниваемых вариантов технологий (сумму баллов вариантов делят на такую же сумму идеального варианта);

— выбор технологии с возможно более высокой технической эффективностью при допустимой рентабельности (техническая эффективность выше 0,8 — очень хорошая; 0,7...0,8 — хорошая; ниже 0,6 — неудовлетворительная).

Однако недостатком метода экспертных оценок является невозможность учета значимости показателей (например, для способа № 3 стоимость шихтовых материалов (балл 4) имеет большую значимость, чем скорость изготовления деталей (тоже балл 4)), кроме того, рекомендуемое для данного метода число расчетных показателей — не менее 15, иначе снижается точность расчета. Также метод не позволяет учесть информацию о количественных соотношениях между значениями тех или иных критериев для различных вариантов технологий, что может привести к потере значимых данных и неточности решения.

В связи с этим неоспоримым преимуществом обладает метод БОФа (разработчик д-р экон. наук О.Ф. Быстров) — метод взвешенных показателей, т.е. метод принятия решения на множестве альтернатив по множеству сравниваемых показате-

1. Метод экспертной технической оценки

Критерий оценки	Обозначение критерия	Способ/технология			Идеальный вариант
		№ 1	№ 2	№ 3	
Инвестиционные затраты	W_1	4	3	3	4
Потребность в обслуживающем персонале	W_2	3	3	4	4
Безопасность процесса	W_3	3	2	2	4
Занимаемая площадь	W_4	3	2	2	4
Дополнительное упрочнение рабочих кромок	W_5	1	3	4	4
Качество шихтовых материалов (сырья)	W_6	3	2	2	4
Время изготовления литой детали	W_7	2	3	4	4
Применение дополнительного оборудования	W_8	4	3	3	4
Стоимость шихтовых материалов (сырья)	W_9	2	1	4	4
Дефектность получаемых деталей	W_{10}	2	3	4	4
Эксплуатационный ресурс получаемых литых деталей	W_{11}	1	3	4	4
Сумма баллов		28	28	36	44
Эффективность сравниваемых вариантов		0,64	0,64	0,82	1

лей, ранжирующий все показатели по важности (табл. 2) [9].

Сущность метода БОФа заключается в следующем: отбор оптимального числа критериев (W_1:W_{11}); ранжирование критериев по степени их значимости (в порядке уменьшения значимости) (см. табл. 2); определение весовых коэффициентов каждого значения критерия и нормирование полученных результатов (см. табл. 2); ранжирование вариантов технологии в соответствии с экспертной оценкой по каждому критерию (табл. 3); определение весовых коэффициентов сравниваемых технологий по каждому критерию и нормирование полученных результатов (см. табл. 3); обобщение результатов и принятие решения о выборе технологии по критерию максимального результата.

Метод БОФа позволяет учесть не только значимость всех критериев, в том числе критериев, выраженных в любых формах, но и учесть информацию о количественных соотношениях тех или иных критериев для различных вариантов технологии.

Таким образом, порядок вычислений следующий:

$$C_j = 1 - \frac{R_j - 1}{\overline{M}} \to \tilde{C}_j = \frac{C_j}{\sum_{m=1}^{M} C_m} \to C_{ji} =$$

$$= 1 - \frac{R_{ji} - 1}{K} \to \dot{C}_{ji} = \frac{C_{ji}}{\sum_{k=1}^{K} C_{j,k}} \to \overline{W}i = \sum_{j=1}^{M} C_{ji} \to \quad (1)$$

$$\to C_{ji} = \tilde{C}_j \times \dot{C}_{ji},$$

где j — номер критерия в перечне; $\overline{M}$ — число критериев; C_j — весовой коэффициент каждого j-го критерия; R_j — ранг критерия; K — число сравниваемых вариантов.

При использовании количественных, а не порядковых значений критериев, применяют формулы:

$$\dot{C}_{ji} = \frac{1/W_{ji}}{\sum_{k=1}^{K} 1/W_{ji}}; \quad (2)$$

$$\dot{C}_{ji} = \frac{W_{ji}}{\sum_{k=1}^{K} W_{ji}}, \quad (3)$$

где W_{ji} — значение критерия с номером j для i-го варианта технологии.

При этом формулу (2) используют, когда большие значения критериев предпочтительнее меньших, а формулу (3) — когда меньшие значения критерия предпочтительнее больших. Таким образом, критерий W_7 (время изготовления литой детали в табл. 3 указано в часах: для технологии № 1 — 45, № 2 — 40, № 3 — 31) вычисляют по формуле (3), а критерий W_{11} (эксплуатационный ресурс получаемых литых деталей в табл. 3 указан в тыс. теплосмен для технологии № 1 — 300 ч, № 2 — 700, № 3 — 1000) — по формуле (2).

В результате расчета показателей методом БОФа были получены данные (результаты построчного суммирования): технология № 1 — 0,311, технология № 2 — 0,274, технология № 3 — 0,416 (см. табл. 3). Наибольший результат при расчете достигнут для способа № 3, т.е. технология полу-

2. Ранжирование и нормирование показателей

Параметр	W_1	W_2	W_3	W_4	W_5	W_6	W_7	W_8	W_9	W_{10}	W_{11}
Ранг	8	4	7	11	10	5	6	9	2	3	1
Весовые коэффициенты (значения критериев)	0,36	0,73	0,45	0,09	0,18	0,64	0,55	0,27	0,91	0,82	1,00
Нормированные значения весовых коэффициентов	0,06	0,12	0,08	0,02	0,03	0,11	0,09	0,05	0,15	0,14	0,17

3. Ранжирование вариантов технологий и расчет результатов

Критерий	Ранжирование вариантов технологий			Весовые коэффициенты			Нормированные результаты		
				Технология			Технология		
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 1	№ 2	№ 3	№ 1	№ 2	№ 3
W_1	1	2,5	2,5	1	0,5	0,5	0,5	0,25	0,25
W_2	2,5	2,5	1	0,5	0,5	1	0,25	0,25	0,5
W_3	1	2,5	2,5	1	0,5	0,5	0,5	0,25	0,25
W_4	1	2,5	2,5	1	0,5	0,5	0,5	0,25	0,25
W_5	3	2	1	0,33	0,67	1	0,17	0,33	0,5
W_6	1	2,5	2,5	1	0,50	0,5	0,5	0,25	0,25
W_7	45	40	31	0,28	0,31	0,41	0,17	0,33	0,5
W_8	1	2,5	2,5	1	0,5	0,5	0,5	0,25	0,25
W_9	2	3	1	0,67	0,33	1	0,33	0,17	0,5
W_{10}	3	2	1	0,33	0,67	1	0,17	0,33	0,5
W_{11}	300	700	1000	0,15	0,35	0,50	0,15	0,35	0,50
Обобщенные показатели (нормированные значения весовых коэффициентов критериев × × нормированные результаты вариантов технологий)									
				0,311	0,274	0,416			

чения деталей стеклоформ с дифференцированной структурой литья является наиболее экономически эффективной.

Таким образом, метод БОФа дает более точные результаты при проведении оценки различных вариантов технических решений.

Заключение. Своевременное повышение показателей эксплуатационной стойкости формовых комплектов на стеклоавтомате вследствие применения деталей стеклоформ с дифференцированной структурой литья позволяет существенно повысить прибыль предприятия в результате снижения затрат на ремонт, переналадку и установку новых комплектов на производственной линии и за счет натурального прироста объемов производства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Волков А.А.** Маркетинговое управление системой сбыта стеклотарной продукции: автореф. дис. ... канд. экон. наук. Волгоград, 2007. 23 с.
2. **Леушин И.О., Чистяков Д.Г.** О способах управления высокоуглеродистой фазой чугуна для отливок стеклоформ, изготавливаемых на основе сплава ЧС5Ш // Вестник ЮУрГУ. Серия "Металлургия". 2013. Т. 13. № 2. С. 58—64.
3. **Леушин И.О., Чистяков Д.Г.** Некоторые направления модернизации технологии изготовления отливок чугунных стеклоформ для массового производства стеклянной тары // Труды 11-го Съезда литейщиков России (16—20 сентября 2013 г., г. Екатеринбург). Нижний Тагил: Изд-во УВЗ, 2013. С. 46—51.
4. **Инновационные** инженерные решения и их экономические оценки / О.В. Федоров, Б.В. Алгулин, Д.Н. Башкатов и др. М.: ИНФРА-М, 2005. 234 с.
5. **Попов В.М., Коган Б.Л.** Термостойкость чугунов с различной формой графита // Литейное производство. 1991. № 2. С. 15—17.
6. **Александров М.В.** Изготовление деталей стеклоформ из чугуна с вермикулярным графитом // Литейщик России. 2012. № 7. С. 22—25.
7. **Analysis** of the Solidification Process of Compacted/ Vermicular Graphite Cast Iron / E.N. Pan, K. Ogi, C.R. Loper Jr. // AFS. 1982. Vol. 90. P. 509—527.
8. **Influences** of the graphite growths direction on the thermal conductivity of cast iron / D. Holmgren, R. Kallbom, I.L. Svensson // The Minerals, metals & Materials society and ASM International. 2007. Vol. 38A. P. 268—271.
9. **Управление** инвестиционной деятельностью в регионах Российской Федерации / О.Ф. Быстров, В.Я. Поздняков, В.М. Прудников, В.В. Перцев, С.В. Казаков. М.: ИНФРА-М, 2008. 358 с.

Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук,
igoleu@mail.ru;
Дмитрий Геннадьевич Чистяков, канд. техн. наук;
Александр Владимирович Нищенков, канд. техн. наук

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 07.06.2016. Подписано в печать 08.07.2016. 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.