ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 10 октябрь 2017

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Баст Ю.Л., Аитсурадзе М., Петров М.А., Шмидт П. Комбинированный процесс литья под низким давлением и по газифицируемым моделям – новый способ изготовления облегченных автомобильных компонентов 435

Дриц А.М., Овчинников В.В., Бакшаев В.А., Малов Д.В. Влияние подачи на один оборот инструмента при сварке трением с перемешиванием на формирование и свойства швов алюминиевого сплава 1565чМ 442

Кузнечно-штамповочное производство

Ларин С.Н., Платонов В.И., Чарин А.В., Нуждин Г.А. Исследование энергосиловых параметров и повреждаемости при пневмоформовке элементов многослойных листовых конструкций с прямоугольными каналами 452

Серёжкин М.А., Минязева Л.Х., Ступников В.В. Проектирование технологического процесса штамповки полых сфер из алюминиевого сплава АД1 457

Прокатно-волочильное производство

Даниленко А.В., Скуднов В.А., Мунтин А.В., Науменко В.В. Особенности формирования прикромочных трещин при производстве горячекатаного проката на современных толстолистовых, широкополосных станах и литейно-прокатных комплексах. Часть 2 462

Материаловедение и новые материалы

Муратов В.С., Морозова Е.А. Лазерное поверхностное легирование титана и его сплавов марганцем и железом 469

Бурков А.А., Пячин С.А., Власова Н.М. Жаростойкость и износ интерметаллидных электроискровых Ti_3Al-покрытий с различной концентрацией бора на титановом сплаве Ti6Al4V 473

Информация

Лавриненко В.Ю. XIV Международная научно-техническая конференция "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем" в Севастопольском государственном университете 479

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

Журнал выходит при содействии:
Академии проблем качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермета; ВНИИМЕТМАШа; ИМЕТ РАН; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; АО "НПО "Сплав"

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2017

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 10 October 2017

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Bast Yu.L., Aitsuradze M., Petrov M.A., Schmidt P. Combined process of low-pressure die casting and loast form casting – new process for lightweight automotive components production. 435
Drits A.M., Ovchinnikov V.V., Bakshaev V.A., Malov D.V. Influence of feed per tool revolution at friction stir welding on formation and properties of aluminum alloy welds 1565chM 442

Forging and Stamping Production

Larin S.N., Platonov V.I., Charin A.V., Nuzhdin G.A. Study of power parameters and damageability at pneumoformation of elements of multilayer sheet constructions with rectangular channels 452
Serezhkin M.A., Minyazeva L.Kh., Stupnikov V.V. Designing of forming technological process of hollow spheres from aluminum alloy AD1 457

Rolling and Drawing Production

Danilenko A.V., Skudnov V.A., Muntin A.V., Naumenko V.V. Features of formation of edge cracks during production of hot-rolled steel on modern plate mills, hot strip mills and casting-rolling complexes. Part 2 462

Physical Metallurgy and New Materials

Muratov V.S., Morozova E.A. Laser surface alloying of titanium and titanium alloys by manganese and iron 469
Burkov A.A., Pyachin S.A., Vlasova N.M. Heat resistance and wear of intermetallic electrospark TI_3Al-coatings with different boron concentration on titanium alloy Ti6Al4V 473

Information

Lavrinenko V.Yu. XIV International scientific and technical conference "Dynamics, reliability and durability of mechanical and biomechanical systems" in Sevastopol State University 479

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

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

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

УДК 621.74, 004.925.8, 004.942

Ю.Л. Баст[1], М. Аитсурадзе[1], М.А. Петров[2], П. Шмидт[1]
*([1]Технический университет Фрайбергская горная академия,
Институт деталей машин, конструирования и производства, Германия,
[2]Московский политехнический университет)*

Комбинированный процесс литья под низким давлением и по газифицируемым моделям — новый способ изготовления облегченных автомобильных компонентов

На основе комбинированного процесса литья под низким давлением и по газифицируемым моделям разработаны следующие технологии для изготовления облегченных автомобильных компонентов: литье полых деталей без использования стержней; изготовление отливок, армированных непрерывным волокном в областях максимального нагружения; изготовление отливок на основе легких материалов (керамических или металлических пен, металлических полых частиц).

Ключевые слова: литье под низким давлением; литье по газифицируемым моделям; точное литье; оптимизация конструкции детали; тонкостенные отливки; армированные отливки.

Based on the combined process of low-pressure die casting and lost foam casting are developed for production of lightweight automotive components: casting of hollow parts without using the cores; production of reinforced castings, whereby the fiber follows the force lines occurring during loading; production of castings using materials with lower densities (ceramic or metallic foams, hollow particles).

Keywords: low-pressure die casting; lost foam casting; precision casting; optimization of part construction; thin-wall castings; reinforced castings.

Введение. В рамках мер по снижению выбросов вредных веществ, связанных с уменьшением расхода горючего автомобилем, актуальной защитой является снижение массы отдельных компонентов и общей массы автомобиля в целом. При этом ограничивающими факторами являются применяемые материалы и их свойства. Поэтому изменение конструкции детали и/или применение композиционных материалов являются основными способами изготовления облегченных деталей.

Для достижения максимальных прочностных свойств композиционных материалов применяют армирование непрерывными волокнами [1]. Одна из проблем изготовления деталей из подобного рода материалов — отсутствие технологий фиксации волокна в наиболее нагруженных частях детали, т.е. в тех местах, где проходят силовые линии конструкции. Другая проблема связана с тем, что проникновение расплава металла внутрь органического волокна (процесс инфильтрации) затруднен вследствие высокой поверхностной энергии волокна и его низкой способности к смачиваемости.

Разработанный способ литья, являющийся комбинированием способов *литья под низким давлением* (ЛНД) и *литья по газифицируемым моделям* (ЛГМ), получившие распространение на производстве по отдельности, позволяет получать подобные детали.

Изготовление отливок с применением комбинированного процесса литья под низким давлением и по газифицируемым моделям. На рис. 1 приведена схема оборудования для

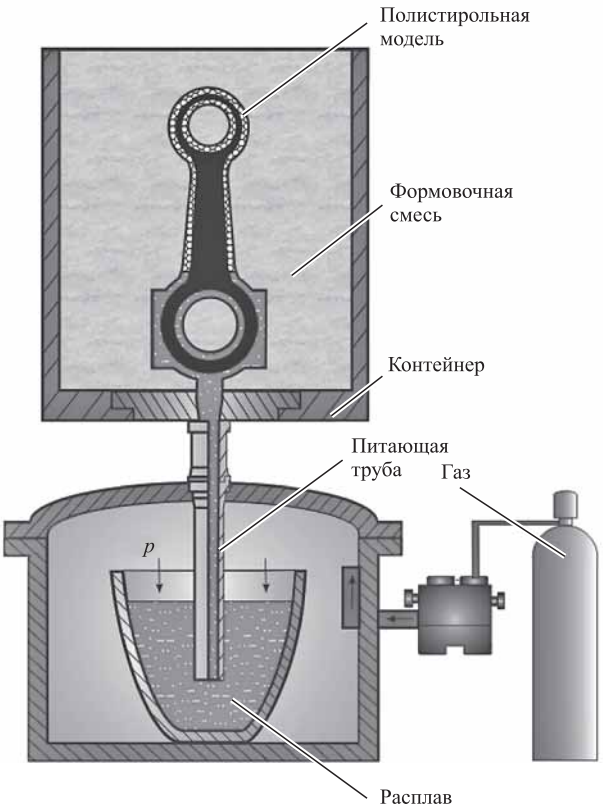


Рис. 1. Схема оборудования для реализации технологии литья под низким давлением и по газифицируемым моделям

проведения предлагаемого комбинированного процесса *литья под низким давлением и литья по газифицируемым моделям* (ЛНДГМ), реализованного в Техническом университете Фрайбергская горная академия.

При реализации процесса ЛНДГМ в контейнере устанавливают модель из полистирола, осуществляются наполнение контейнера формовочной смесью (например, кварцевым песком) и его уплотнение (например, вибрационными устройствами).

Контейнер устанавливают сверху на оборудование и центрируют по питающей трубе. При приложении давления к зеркалу расплава подготовляемый в тигле внутри закрытой емкости расплав поднимается по питающей трубе, соединяющей тигель и контейнер. Возникающий при этом фронт потока теплоты сжигает модель и перемещается вдоль ее оси снизу вверх. Образуется небольшое количество золы и большое количество газов, выходящих через поры формовочной смеси.

После сгорания всей модели (вытеснения расплавом) начинается процесс первичной кристаллизации. По окончании полного отверждения расплава давление в нижней части сбрасывается и остаток расплава из питающей трубы стекает в основной тигель [2].

Преимуществом процесса является возможность регулирования скорости сгорания модели за счет изменения давления, приложенного к зеркалу расплава. Также процесс гарантирует низкий зольный остаток, постоянную температуру в литниковой системе, кристаллизацию под давлением, возможность создания разнообразной геометрии отливки, отсутствие облоя, уменьшенные литейные уклоны и припуски под последующую механическую обработку [3].

Изготовление деталей, армированных непрерывным волокном. Технологию армирования применяют для увеличения механических и эксплуатационных характеристик по определенным направлениям детали. С помощью современных CAE-программ можно рассчитать участки максимального нагружения и провести силовые линии. Пример результата этого подхода представлен на рис. 2 (см. обложку) для детали "шатун", центральная часть которого работает в условиях циклического растяжения—сжатия. Расчет проведен для алюминиевого сплава AlSi7Mg (российский аналог — АК7, предел прочности 140 МПа).

В подготовленной разъемной модели из полистирола предусмотрена полость, расположенная в области максимальных силовых линий. В нее вкладывают подготовленную преформу, изготовленную из бесконечных волокон, таким образом, что между моделью и преформой отсутствуют зазоры. После этого обе половины модели склеиваются и добавляется литниковая система. При этом преформа точно позиционируется внутри отливки и ее перемещение невозможно (рис. 3).

Далее осуществляют заливку расплава по способу ЛНД [4]. По мере подъема расплава и сжигания полистирольной модели преформа начинает контактировать с расплавом, который также предотвращает ее свободное перемещение. Площадь и время контакта расплава с преформой настраивают регулировкой давления газа, подаваемого в камеру, они зависят от материала расплава и волокон преформы.

На рис. 4, *а* показаны модель и преформа перед заливкой: укладка преформы из бесконечного волокна (внизу) и склеенная модель из

Рис. 3. Последовательность установки преформы в полистирольной модели и вид конечной отливки

полистирола с литниковой системой (вверху), на рис. 4, *б* — демонстратор армированной алюминиевой отливки и ее поперечный разрез.

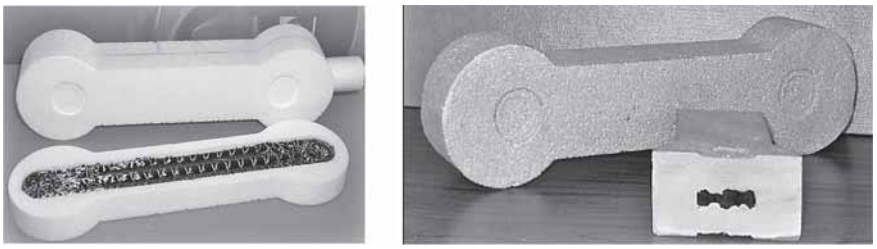
В качестве преформы использовали модельный материал типа резины. По технологии тиксолитья была изготовлена преформа, в которой бесконечное волокно инфильтрировано алюминиевым сплавом (рис. 5, *а*). Преформу закрепляли в полистирольной модели и подвергали процессу ЛНДГМ. Полученная отливка и ее макрошлиф показаны на рис. 5, *б*.

Благодаря высоким температурам и давлению процесс инфильтрации позволил повысить смачиваемость волокна и получить диффузионную связь по его границе с алюминиевым сплавом [5—7].

Изготовление отливок с локально измененной плотностью. Другой способ снижения массы детали — применение в качестве преформы полых частиц. Известно, что обладая идеальной сферичностью, сферы являются достаточно прочной конструкцией.

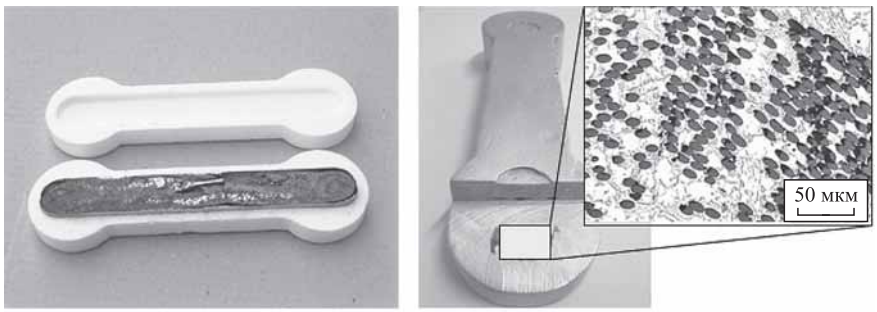
При отклонении от сферичности потерю прочности можно компенсировать добавлением в систему второй сферы с таким отклонением сферичности, которое будет противоположно значению отклонения первой сферы. Таким образом, если наполнить маленькими сферами с внешним диаметром 0,5...3,5 мм некоторый объем, то ему нужно задать анизотропию свойств по определенному направлению для компенсации неидеальности геометрии сфер. Данная задача непростая для моделирования, поскольку количество частиц в объеме может достигать нескольких сотен тысяч штук и каждая из них дискретизируется, например, тетрагональными конечными элементами.

При моделировании несущей способности сферы из алюминиевого сплава АД1, подверженной пластической деформации, в работе [8] принято допущение об идеальной сферичности. Предусмотрено также технологическое отверстие, обеспечивающее возможность проведения расчета (рис. 6, *а*, см. обложку).



а) *б)*

Рис. 4. Реализация процесса получения армированной отливки

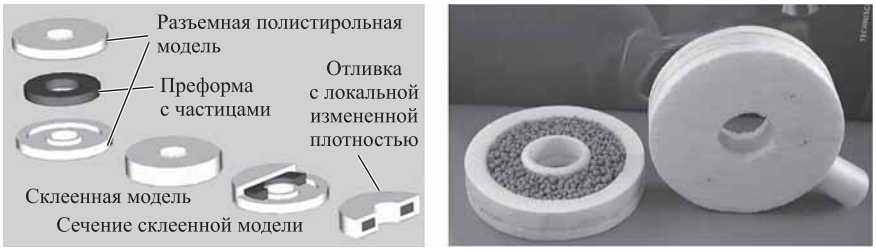


а) *б)*

Рис. 5. Установка алюминиевой преформы с волокнами (*а*) и макрошлиф полученной отливки (*б*)

Моделирование проводили в программном комплексе QForm v.5 для сферы с внешним диаметром D = 1,5 мм, толщиной стенки h = 0,1; 0,2 и 0,3 мм, при температуре окружающей среды 20 °С, со степенью деформации 50 %, соответствующей значению радиуса сферы.

Результаты моделирования показали (рис. 6, *б—г*, см. обложку), что разница максимального и минимального значений интенсивности деформаций σ_i составляет 5,5 МПа для σ_i^{min} и 4,6 МПа для σ_i^{max}. Значения σ_i^{min} и σ_i^{max} максимальны для сферы



а) *б)*

Рис. 7. Подготовка модели

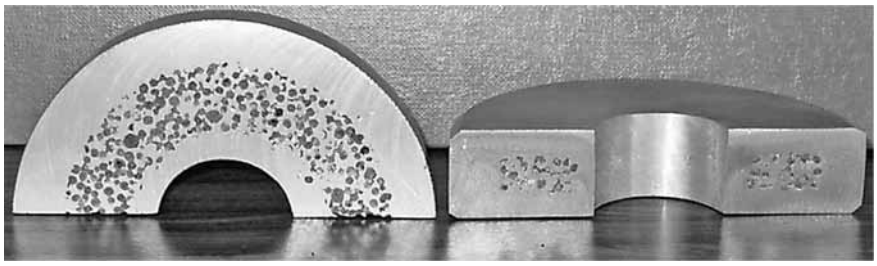


Рис. 8. Алюминиевая отливка с включениями из полых металлических частиц

с толщиной стенки h = 0,1 мм, что свидетельствует о ее меньшей несущей способности, чем у сфер с h = 0,2 и 0,3 мм.

На рис. 7, *а* показано поэтапное создание преформы и модели, а на рис. 7, *б* приведены укладка полых металлических частиц в форму (слева) и готовая форма с литниковой системой (справа).

На рис. 8 показана полученная алюминиевая отливка. В качестве частиц применяли стальные сферы. Видно, что алюминий хорошо проникает между частицами, не образуя пустот. Пористость сплошной детали значительно изменяется в том месте, где были заложены сферические частицы. Проникновение влаги и образование коррозионного слоя по наружной поверхности частиц также невозможны. В зависимости от размеров частиц и требований к готовой детали снижение ее массы составляет от 20 до 50 % исходной массы сплошной детали.

Способ изготовления полых деталей. При изготовлении полых деталей применяют способ ЛНД. Избыточное давление, создаваемое газом (например, аргоном), прикладываемое к зеркалу матрицы, небольшое по сравнению с ЛНДГМ. При заполнении полости расплавом его кристаллизация начинается с внешней поверхности и распространяется далее к центральной части вглубь объема (рис. 9).

В зависимости от материала формовочной смеси и ее плотности уплотнения изменяется скорость охлаждения. После определенного расчетным путем времени выдержки, которое зависит от толщины стенки отливки, а также скорости кристаллизации, избыточное давление отключается и неотвержденная часть расплава стекает по питающей трубе обратно в тигель. Внутри песчаной формы остается полая деталь, масса которой значительно ниже, чем масса сплошной детали равного объема.

В этом процессе литейные стержни не применяют, что намного снижает трудоемкость процесса подготовки формы для заливки. Данный процесс позволяет оптимизировать конструкции деталей и достигать, например, наиболее благоприятных значений моментов инерции площадей сечений балки, влияющих на изменение крутящих и изгибающих напряжений.

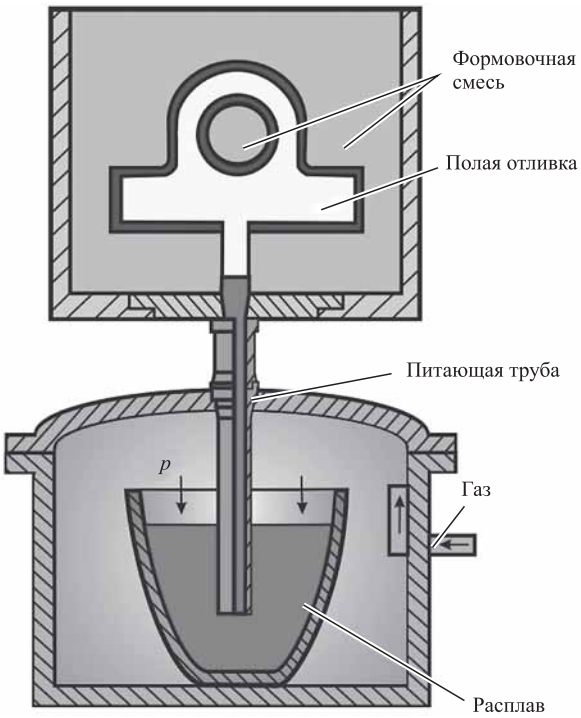


Рис. 9. Схема оборудования для реализации технологии литья под низким давлением для получения тонкостенных изделий

Параметры балок

Балка (см. рис. 11, *а—в*)	Толщина стенки *s*, мм	Смещение *u*, мм	Масса *m*, кг	Соотношение, %	
				$u/u_{оребр}$	$m/m_{оребр}$
Оребренная	10,0	0,58	2,25	100,00	100,00
Полая	10,5	0,30	2,25	51,72	100,00
	4,35	0,58	1,02	100,00	45,33

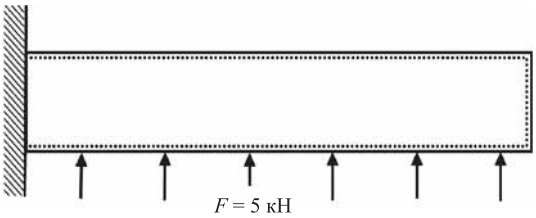


Рис. 10. Схема нагружения консольной балки

На основании представленной на рис. 10 схемы нагружения закрепленной с одной стороны консольной балки из алюминиевого сплава с размерами 300×100×50 мм (снизу действует распределенная сила 5 кН) разработаны три основных варианта конструкции консольной балки (рис. 11, *а—в*, см. обложку).

Расчет нагружения консольных балок по рассматриваемой схеме нагружения проведен в программе конечно-элементного анализа ANSYS. По результатам анализа (см. рис. 11, *г—е* и таблицу) установлено, что смещение для оребренной балки (см. рис. 11, *а*) соответствует смещению полой балки (см. рис. 11, *в*), причем масса последней снижена на 55 % по сравнению с оребренной балкой.

Функциональную зависимость изменения толщины стенки отливки от времени выдержки определяли следующим образом. В стальную цилиндрическую форму (кокиль) диаметром 50 мм и высотой 170 мм заливали расплавы алюминиевых сплавов AlMg5Si, AlSi12, AlCu4Ti и AlSi7 (российские аналоги — АМг5К (АЛ13), АК12 (АЛ2), АЛ7 и АК7 соответственно (рис. 12)). Температура печи составляла 680 °С, температура кокиля 200 °С.

Всего было проведено три серии экспериментов с числом заливок 10, 7 и 6 соответственно. Установлено, что зависимость изменения времени выдержки от толщины стенки отливки имеет линейный характер для всех исследованных сплавов (рис. 13, *а*).

Измерение параметра шероховатости *Rz* внутренней цилиндрической поверхности показало, что его значения сильно разнятся и он определяет качество получаемых поверхностей (см. рис. 12 и 13, *б*).

На рис. 14 показаны тонкостенные прототипы деталей, изготовленные из алюминиевых сплавов и стали. Параметр шероховатости стальных отливок трубных заготовок низкий в отличие от алюминиевых отливок.

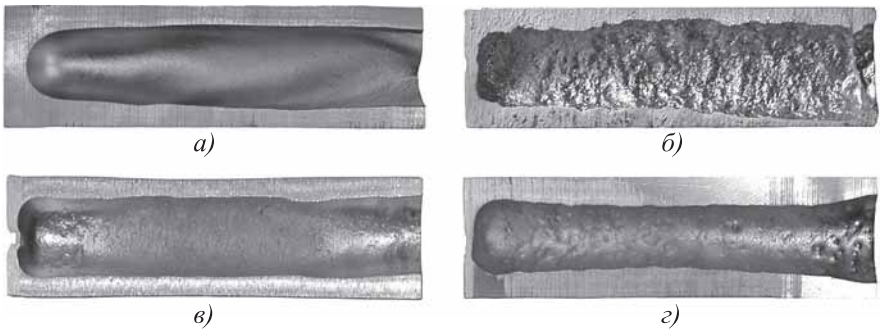


Рис. 12. Внутренние поверхности центральных частей отливок из сплавов АМг5К (*а*), АК12 (*б*), АЛ7 (*в*) и АК7 (*г*)

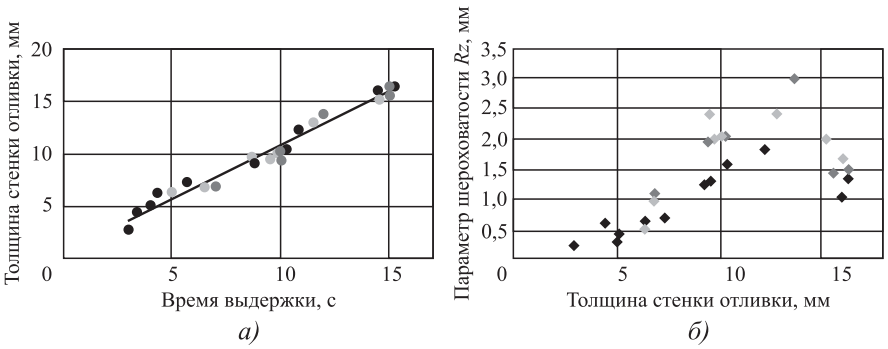
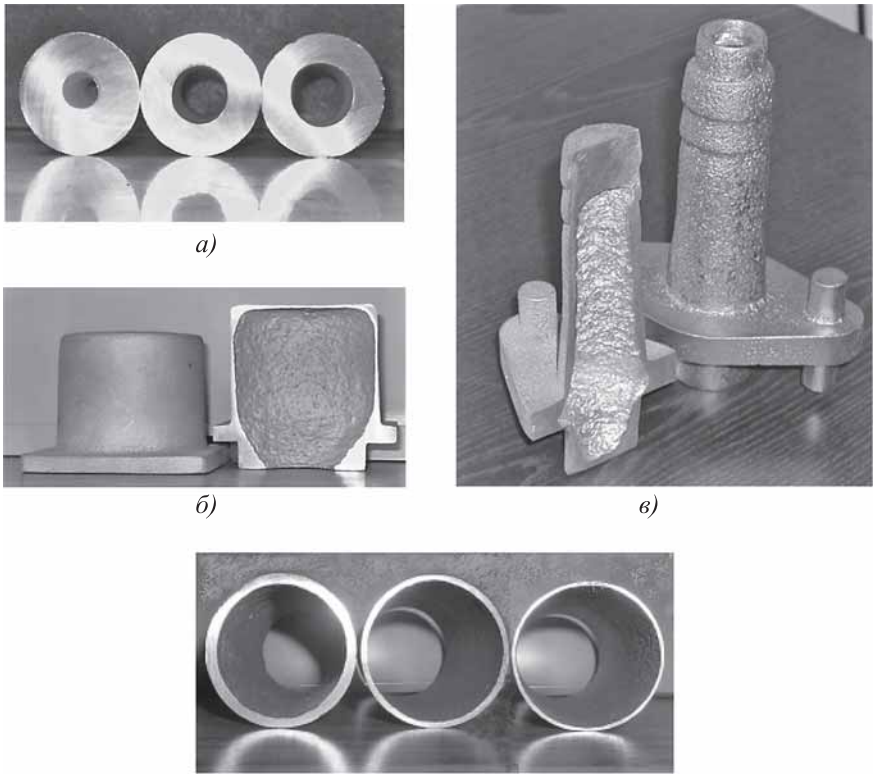


Рис. 13. Экспериментальные диаграммы



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 14. Прототипы тонкостенных отливок из алюминиевых сплавов (*а—в*) и стали (*г*)

Заключение. Комбинированный процесс ЛНДГМ для получения точных отливок, отливок, армированных непрерывными волокнами для локального увеличения прочностных свойств конечной детали по определенному направлению, отливок с добавлением частиц для локального снижения плотности, а также тонкостенных отливок для замены сложных оребренных конструкций является перспективным процессом, который можно применять для различных материалов.

Сочетание современных инструментов САПР, методов прототипирования и традиционных технологий позволяет изготовлять отливки со сложной геометрией.

К возможным областям применения тонкостенных отливок относятся следующие:

— изготовление облегченных деталей;

— замена оребренных деталей;

— изготовление закрытых деталей с пониженными шумовыми характеристиками;

— изготовление деталей с внутренними каналами охлаждения;

— изготовление оболочек для крэш-элементов пассивной безопасности автомобилей, имеющих центральную вставку из вспененного материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Bast J., Aitsuradse M.** Neue Fertigungstechnologien für Leichtbaukomponenten mit Hilfe des Niederdruck-Vollformgießverfahrens / Fortschritte im Automobil-Leichtbau, 5 Fachtagung, 26—27 Oktober 2004, Wolfsburg.
2. **Bast J., Aitsuradse M., Hahn T.** Advantages of the Low Pressure Lost Foam Casting Process / University of Mining and Technology, Freiberg, Germany, Transaction of the American Foundry Society 2004.
3. **Bast J., Aitsuradse M.** Magnesiumguss nach dem Vollformgieverfahren durch gesteuertes Formfllen / Institut fr Maschinenbau der TU Bergakademie Freiberg, Gieerei (2004). Nr. 11. S. 58—66.
4. **Bast J., Aitsuradse M.** A New Technology for the Production of Castings with Long Fibres and Metallic Matrix / EUROMAT 2005, 5—8 September 2005, Prag.
5. **Hopf W., Bast J.** Entwicklung von dynamischen Randwinkelmessmethoden zur Charakterisierung der Benetzungseigenschaften Faser/Metallschmelze, Freiberger Forschungshefte, im Druck.
6. **Petrov J.G., Radoev B.P.** Steady motion of three phase contact line in model Langmiur-Blodgett-systems // Colloid and Polymer Sci. 1981. Vol. 259. Iss. 7. P. 753—760.
7. **http://www.giessereilexikon.com/** (дата обращения 25.08.2017).
8. **Petrov M., Petrov P.** Numerical investigation of the plain-strain compression of a spherical shell // Key Engineering Materials. 2014. Vol. 611—612. P. 1617—1626.

Юрген Лотар Баст, д-р техн. наук,
juergen.bast@imkf.tu-freiberg.de;
Малхази Аитсурадзе, канд. техн. наук;
Михаил Александрович Петров, канд. техн. наук;
Петер Шмидт, канд. техн. наук

Поздравляем

Юргена Лотара Баста,

доктора технических наук, профессора

с 75-летием!

Юрген Лотар Баст родился 11 сентября 1942 г. в г. Кёнигсберг (ныне Калининград) в Восточной Пруссии. После окончания школы в 1956 г. в Дрездене с 1956 по 1960 г. работал на металлургическом заводе (г. Дрезден), где получил рабочую специальность литейщика. С 1960 по 1963 г. обучался в колледже, в 1968 г. окончил Технический университет Фрайбергская горная академия по специальности "Литейные технологии" и был направлен в аспирантуру Московского автомеханического университета (ныне Московский политехнический университет) на кафедру "Машины и технология литейного производства". Под руководством д-ра техн. наук, профессора П.Н. Аксенова работал над кандидатской диссертацией, которую защитил в 1971 г.

После защиты вернулся в Германию и с 1971 по 1984 г. работал во Фрайбергской горной академии на кафедре "Литейные технологии". На протяжении почти трех последующих лет работал инженером на производственном предприятии GISAG. В это же время он являлся ответственным преподавателем за подготовку студентов по кафедре "Литейные технологии" по дисциплине "Расчет и конструирование литейных машин". С 1986 по 1992 г. вел активную научно-исследовательскую деятельность по таким направлениям, как вибрационное уплотнение песчано-глинистых форм на основе бентонита, повышение качества отливок, математическое моделирование литейных процессов.

В 1992 г. защитил докторскую диссертацию, посвященную исследованию влияния вибраций на уплотнение формовочных смесей. 1 октября 1992 г. в Институте машиностроения (г. Фрайберг) была организована кафедра "Металлургические, литейные машины и машины для обработки металлов давлением", которую возглавил профессор Ю.Л. Баст. Являясь заведующим кафедрой, он также несколько лет подряд работал заместителем декана, затем деканом факультета "Машиностроение, производственные и энергетические технологии", входил в состав сената и совета факультета Технического университета Фрайбергская горная академия.

Помимо академической и научно-исследовательской деятельности Ю.Л. Баст активно развивал и международное сотрудничество, в частности с российскими вузами: МГТУ "МАМИ" (ныне Московский политехнический университет), НИТУ "МИСиС", МГТУ им. Н.Э. Баумана, Волгоградским государственным техническим университетом. В 2001 г. ему было присуждено звание почетного профессора Пермского национального исследовательского политехнического университета. Ю.Л. Баст является членом и экспертом многих профессиональных инженерных сообществ, членом редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Профессор Ю.Л. Баст — автор более 200 статей, трех монографий и более 10 патентов. Под его руководством защищено 19 диссертаций.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Юргену Лотару здоровья, благополучия и новых профессиональных достижений!

УДК 621.791/052.4/1:669.715

А.М. Дриц, В.В. Овчинников*, В.А. Бакшаев, Д.В. Малов***
(АО "Арконик СМЗ", г. Москва,
** Московский политехнический университет,*
*** ЗАО "Сеспель", г. Чебоксары)*

Влияние подачи на один оборот инструмента при сварке трением с перемешиванием на формирование и свойства швов алюминиевого сплава 1565чМ

Определены оптимальные параметры режимов сварки трением с перемешиванием широко применяемых при изготовлении сварных конструкций алюминиевых сплавов различных систем легирования Al—Mg толщиной 3,0...8,0 мм. Показано, что при сварке трением с перемешиванием листовых алюминиевых сплавов качественное формирование швов можно обеспечить за счет правильного выбора глубины погружения инструмента в свариваемый металл, частоты вращения инструмента и скорости его линейного перемещения вдоль стыка или скорости сварки. Определен диапазон оптимальных соотношений, выражающих длину линейного перемещения инструмента вдоль стыка за один его оборот, в котором обеспечивается качественное формирование швов сплавов системы легирования Al—Mg.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; алюминиевые сплавы; сплавы системы легирования Al—Mg; параметры; режимы; механизм формирования соединения; температура нагрева; условный предел текучести.

The optimum parameters of friction stir welding modes is widely used in the manufacture of welded structures of aluminum alloys of different Al—Mg alloying systems 3.0...8.0 mm thickness is determined. It is shown that when friction stir welding of sheet aluminum alloys qualitative formation of seams can be achieved through the right choice of tool depth in welded metal, the rotation frequency of the instrument and its speed of linear motion along the seam or welding speed. Range of optimum ratios expressing the length of the linear movement of the tool along the joint for one of its turnover, which is provided by qualitative formation of seams of alloys Al—Mg alloying system.

Keywords: friction stir welding; aluminum alloys; alloys of Al—Mg alloying system; options; modes; joint formation mechanism; reheat temperature; nominal yield.

Введение. *Сварка трением с перемешиванием* (СТП), являющаяся одним из новых способов получения неразъемных соединений в твердой фазе, находит все более широкое применение в судостроении, при изготовлении наземного и воздушного транспорта, в авиационной и космической технике [1—6].

Формирование шва при СТП происходит в результате нагрева металла вследствие трения до пластичного состояния, перемешивания и пластического деформирования небольшого объема металла соединяемых деталей в замкнутом пространстве, что обеспечивает следующие преимущества этого процесса по сравнению со сваркой плавлением: отсутствие дефектов в виде горячих трещин, пор, макровключений оксидной плены и других, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла; сварка алюминиевых сплавов осуществляется без применения защитного газа и присадочного материала и позволяет избежать ультрафиолетового излучения, выделений дыма и паров металла. При этом достигаются высокие механические свойства соединений, а степень разупрочнения основного материала и деформации сварных конструкций снижаются [3, 5, 7, 8].

Однако, как и при любом способе сварки, получить бездефектные соединения при СТП возможно только при определенных параметрах процесса. Неправильный выбор или их отклонение от оптимального значения может приводить к образованию характерных поверхностных или внутренних дефектов в виде грата, несплавлений и несплошностей.

Основными параметрами процесса СТП (кроме конструктивных особенностей рабочих поверхностей инструмента) принято считать:

угол наклона инструмента относительно вертикальной оси, силу прижатия инструмента к поверхностям соединяемых деталей, глубину погружения бурта инструмента и глубину проникновения наконечника инструмента в свариваемый металл, а также частоту вращения инструмента и скорость его линейного перемещения (скорость сварки) [5, 9].

Проведенные ранее исследования показали, что сварку необходимо выполнять углом вперед, отклоняя инструмент под небольшим углом от вертикальной оси. При этом за счет прикладываемой к инструменту силы в вертикальной плоскости его бурт незначительно погружается в свариваемый металл и удерживается в плотно прижатом к нему состоянии в процессе сварки. Наконечник инструмента должен обеспечивать перемешивание металла по всей толщине свариваемых кромок, чтобы избежать дефекта в виде несплавления в нижней части шва [10—12].

Частота вращения и скорость линейного перемещения инструмента в значительной степени определяют объем пластифицированного металла в зоне сварки и температуру его нагрева. Они могут изменяться в широком диапазоне в зависимости от толщины свариваемого материала, его теплофизических и пластических характеристик, а также траектории перемещения пластифицированного металла, определяемой конструктивными особенностями рабочих поверхностей инструмента [9, 10].

В [13, 14] определены оптимальные соотношения между скоростями сварки и частотами вращения инструмента, выражающими длину линейного перемещения инструмента вдоль стыка за один его оборот, в зависимости от толщины свариваемого материала или температурного интервала кристаллизации алюминиевых сплавов.

Цель работы — определение оптимальных параметров режимов сварки трением с перемешиванием широко применяемого при изготовлении сварных конструкций алюминиевого сплава 1565чМ толщиной 5 мм и сравнение полученных результатов со значениями оптимальных параметров режимов СТП алюминиевых сплавов других систем легирования.

Методика проведения исследований. Выполняли соединение пластин толщиной 5 мм из термически неупрочняемого деформируемого алюминиево-магниевого сплава 1565чМ встык по режимам, приведенным в табл. 1.

1. Параметры режима сварки трением с перемешиванием пластин сплава 1565чМ

Параметр режима	Значение
Скорость сварки, м/ч	12,5...28,2
Частота вращения инструмента, об/мин	500...3000
Осевая сила инструмента, Н	9000...9500
Угол наклона инструмента в вертикальной плоскости, °	2...3
Длина штифта, мм	4,8
Диаметр, мм:	
штифта	4,2
заплечника	14

Для обеспечения минимального зазора в стыке кромки пластин предварительно фрезеровали. После этого кромки и прилегающую к ним поверхность на ширине 20 мм зачищали механической щеткой из нержавеющей стали. СТП осуществляли на лабораторной установке, изготовленной на базе вертикального фрезерного станка с ЧПУ и дополнительно оснащенного индикатором вертикального перемещения фрезерной головки. Для сварки использовали инструмент из быстрорежущей стали со штифтом конусообразной формы и винтовой линией [15].

Длина наконечника инструмента должна быть на 0,1...0,15 мм меньше толщины свариваемого металла. Сварку выполняли углом вперед при наклоне инструмента относительно вертикальной оси на 2...3°. С помощью суппорта закрепленный на валу электродвигателя инструмент перемещался в вертикальной плоскости, благодаря чему обеспечивалось необходимое заглубление его рабочих частей в свариваемый материал и поддерживалась постоянной осевая сила его прижатия к соединяемым деталям в процессе сварки. Свариваемые листы надежно закрепляли на стальной подкладке подвижного стола. При этом скорость сварки можно было изменять в интервале 2...40 м/ч.

Наличие макродефектов в виде грата и несплавлений на поверхностях сварных соединений определяли с помощью визуального контроля. Внутренние дефекты выявляли на поперечных шлифах, предварительно под-

готовленных с использованием электролитического полирования и их дополнительного травления в реактиве HNO_3:HCl:HF:H_2O = = 1:1:2:4 с выдержкой 10...25 с. Оптическую металлографию осуществляли на микроскопе Neophot-21.

Прочностные характеристики исследовали методами статического растяжения и изгиба по ГОСТ 6996—66 на универсальной разрывной машине UGTTSC-2000.

Фрактографическое изучение поверхности изломов, разрушенных образцов после механических испытаний проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии. Применяли растровый электронный микроскоп сверхвысокого разрешения EVO-50 фирмы Karl Zeiss, укомплектованный системой энергодисперсионного микроанализа, позволяющего проводить картирование по элементному составу.

Результаты исследований и их обсуждение. Установлено, что при сварке трением с перемешиванием листов алюминиевых сплавов качественное формирование швов можно обеспечить правильным выбором глубины погружения инструмента в свариваемый металл, частоты вращения инструмента и скорости его линейного перемещения вдоль стыка или скорости сварки $v_{св}$.

Инструмент должен обеспечивать нагрев металла в зоне сварки до пластического состояния, его перемешивание по всей толщине свариваемых кромок и перемещение в замкнутом объеме при избыточном давлении.

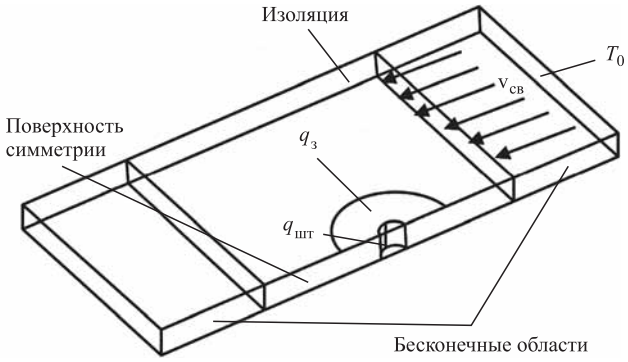


Рис. 1. Расчетная схема решаемой задачи:

T_0 — температура свариваемого металла; $q_з$ — тепловой поток, вводимый в шов в результате трения заплечника о поверхность пластины; $q_{шт}$ — тепловой поток, вводимый в шов в результате трения штифта о свариваемый металл; $v_{св}$ — скорость сварки

Для оценки температуры нагрева металла в зоне формирования шва при СТП была построена модель со следующими допущениями: алюминиевые пластины бесконечны, т.е. при анализе пренебрегаем эффектами вблизи краев пластин; геометрическая модель симметрична вокруг оси шва, поэтому достаточно смоделировать только одну свариваемую пластину.

В этом случае задача сводится к трехмерной задаче. Для ее решения использован численный метод, позволяющий учесть процессы распределения теплового потока в свариваемых пластинах. Расчетная схема приведена на рис. 1.

Система уравнений, описывающая процессы распределения теплового потока Q при СТП пластин сплава 1565чМ, включает в себя уравнение теплопередачи в пластине:

$$\delta(-\lambda\Delta T) = Q - \rho C_p v_{св}\Delta T, \qquad (1)$$

где δ — толщина пластины; λ — коэффициент теплопроводности; ΔT — разность между температурой нагрева в зоне формирования шва и комнатной температурой; ρ — плотность; C_p — удельная теплоемкость; скорость сварки в данной модели $v_{св} = 1{,}65\cdot10^{-3}$ м/с.

Тепловой баланс при СТП пластин:

$$q_{шт}(T) = \mu r_{шт}\omega\sigma_{сд}(T)/[3(1 + \mu^2)]^{0,5}, \qquad (2)$$

где μ — коэффициент трения; $r_{шт}$ — радиус штифта, мм; ω — угловая скорость штифта, рад/с; $\sigma_{сд}(T)$ — среднее напряжение сдвига материала, является функцией температуры.

Выше температуры плавления алюминиевого сплава трение между рабочим инструментом и пластиной минимально. Таким образом, выделение теплового потока от заплечника и штифта равно нулю, когда температура будет выше температуры плавления или равна ей.

Тепловой поток для верхней $q_в$ и нижней $q_н$ поверхностей пластины:

$$q_в = k_в(T_0 - T) + \varepsilon\eta(T_в^4 - T^4);$$
$$q_н = k_н(T_0 - T) + \varepsilon\eta(T_в^4 - T^4), \qquad (3)$$

где $k_в$, $k_н$ — коэффициенты теплоотдачи верхней и нижней поверхностей пластины; T_0 — нормальная температура; ε — поверхность излучения; η — постоянная Стефана—Больцмана; $T_в$ — температура окружающего воздуха; T — температура нагрева в зоне формирования шва.

2. Свойства алюминиевого сплава 1565чМ

Показатель	Значение
Плотность, кг/м^3	2650
Теплопроводность, Вт/(м·К)	122,6
Удельная теплоемкость при постоянном давлении, кДж/(кг·К)	0,966
Динамическая вязкость, Па·с	$8{,}17\cdot10^{-6}$

Все расчеты были проведены в программе Comsol Multiphysics. Данные, используемые для расчета при СТП алюминиевого сплава 1565чМ, приведены в табл. 2.

На рис. 2 (см. обложку) показаны результаты распределения температур в пластине из алюминиевого сплава 1565чМ при СТП.

Получено, что высокая температура достигается в зоне контакта алюминиевого сплава с вращающимся инструментом. Температура алюминиевого сплава 1565чМ в месте контакта с вращающимся инструментом приблизительно равна 620...648 °С, т.е. в зоне контакта рабочего инструмента со свариваемым материалом может формироваться тонкий слой металла в твердожидком состоянии.

Результаты расчетов показали, что температура на поверхности достигает 432 °С, на глубине 2 мм — 395 °С, а на глубине 4 мм — 341 °С.

Данный расчет дает приближенное значение температуры, особенно на глубине, примерно равной половине толщины свариваемых пластин, так как не учитывается теплоотвод в подкладку.

Для оценки достоверности результатов расчетов была измерена температура алюминиевого сплава 1565чМ при движении по поверхности цилиндрического инструмента с плоским заплечником диаметром 10...16 мм.

Температуру измеряли методом термопар с использованием тензометрической станции A17-T8, ПК и программного обеспечения ZETLab. Термопара представляла собой хромель-алюмелевую проволоку диаметром 0,4 мм. Эксперимент повторяли 5 раз для каждого режима СТП. На основании этого получены средние значения температур. Схема установки термопар показана на рис. 3. При СТП таких образцов использовали инструмент с длиной штифта 3,5 мм.

На рис. 4 (см. обложку) приведен термический цикл СТП образца при частоте вращения инструмента 1200 об/мин и скорости сварки

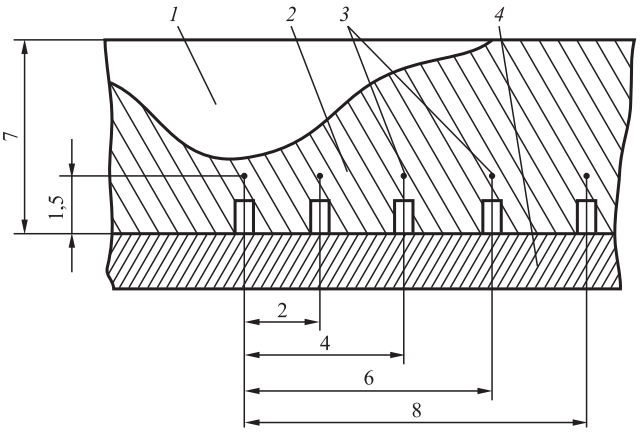


Рис. 3. Схема установки термопар:
1 — металл шва СТП; *2* — образец; *3* — термопары; *4* — подкладка

125 мм/мин. Использовали инструмент с диаметром заплечника 14 мм.

Зависимость между частотой вращения инструмента и максимальной температурой при СТП алюминиевого сплава 1565чМ приведена на рис. 5.

Анализ данных (см. рис. 5) показал, что при увеличении частоты вращения инструмента в интервале 500...2000 об/мин наблюдается высокая интенсивность повышения температуры нагрева металла в зоне формирования шва с ростом частоты вращения. Увеличение частоты вращения инструмента более 2000 об/мин также сопровождается повышением температуры нагрева металла в зоне формирования шва, однако интенсивность роста температуры заметно снижается.

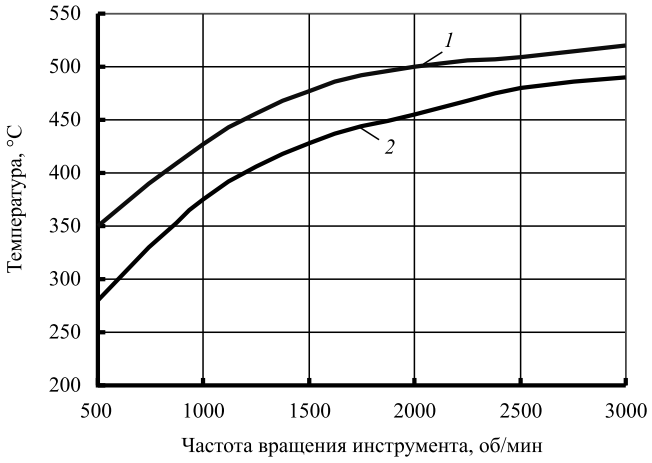


Рис. 5. Влияние частоты вращения инструмента на температуру в зоне формирования шва (сплав 1565чМ, лист толщиной 5 мм, $v_{св}$ = 125 мм/мин):
1 — T_{max}; *2* — T_{min}

Существенное влияние на формирование швов оказывают частота вращения инструмента и скорость его перемещения вдоль стыка свариваемых пластин (скорость сварки). Тепловыделение в зоне сварки повышается с увеличением числа оборотов инструмента (рис. 6). Такой же эффект оказывает снижение скорости перемещения инструмента вдоль свариваемого стыка.

При использовании для СТП инструмента с малым диаметром заплечника объема пластифицированного металла может оказаться недостаточно для полного заполнения освобождающегося за инструментом пространства, что приведет к образованию в швах дефектов в виде несплавления.

На распределение температур нагрева материала в зоне формирования соединения также влияет диаметр заплечника рабочего инструмента (рис. 7). С увеличением диаметра заплечника температура нагрева отдельных участков соединения будет выше.

Чрезмерно большой диаметр заплечника способствует формированию широкой лицевой поверхности шва, значительному короблению сварных соединений и образованию дефектов вследствие перегрева металла в зоне сварки. Установлено, что для СТП алюминиевых сплавов толщиной 3...5 мм оптимальный наружный диаметр заплечника инструмента составляет 12...14 мм.

Условия пластического деформирования металла в зоне образования неразъемного соединения определяются температурой его нагревания и скоростью деформирования, которые зависят от частоты вращения инструмента и скорости его линейного перемещения вдоль стыка. Качественное формирование швов при СТП различных алюминиевых сплавов обеспечивается при разных значениях этих параметров. Так, при частоте вращения инструмента n = 1000...1420 об/мин пластичные низколегированные алюминиевые сплавы успешно свариваются при высоких скоростях сварки.

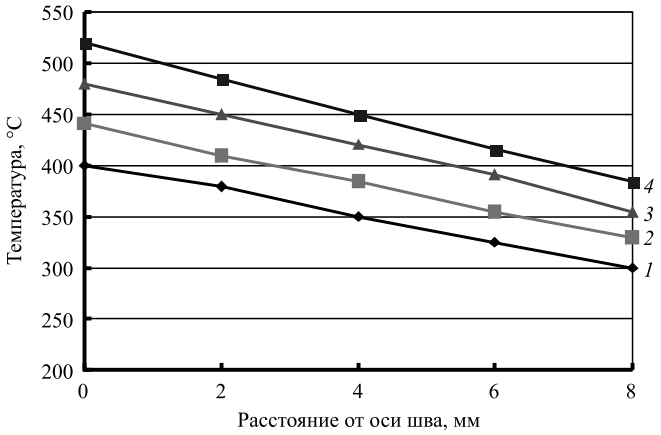


Рис. 6. Распределение температур в точках, различно удаленных от оси шва, при различной частоте вращения инструмента (сплав 1565чМ, лист толщиной 5 мм, $v_{св}$ = 125 мм/мин):

1 — 700 об/мин; *2* — 1000 об/мин; *3* — 1200 об/мин; *4* — 1400 об/мин

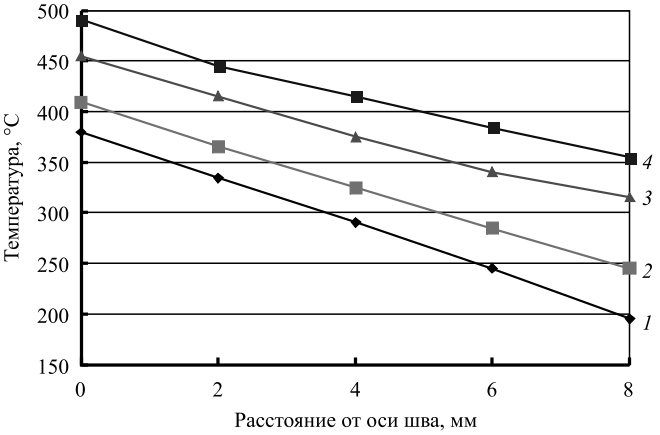


Рис. 7. Распределение температур в точках, различно удаленных от оси шва, при различных диаметрах заплечника (n = 1200 об/мин, $v_{св}$ = 125 мм/мин):

1 — 10 мм; *2* — 12 мм; *3* — 14 мм; *4* — 16 мм

Для получения качественных соединений на более прочных алюминиевых сплавах, содержащих значительное количество легирующих и модифицирующих элементов, необходимо снижать скорость сварки.

Скорость сварки и частота вращения инструмента существенно влияют на тепловыделение в зоне сварки. При определенных соотношениях частоты вращения инструмента и скорости его перемещения по стыку выделяемого при трении теплового потока может оказаться недостаточно для пластификации объема металла, необходимого для заполнения полости, образуемой наконечником инструмента. Повысить степень пластификации металла можно за счет уменьшения скорости сварки или повышения частоты вращения инструмента.

Учитывая такую взаимосвязь между указанными параметрами процесса, использовали соотношение $v_{св}/n$, выражающее длину линейного перемещения инструмента вдоль

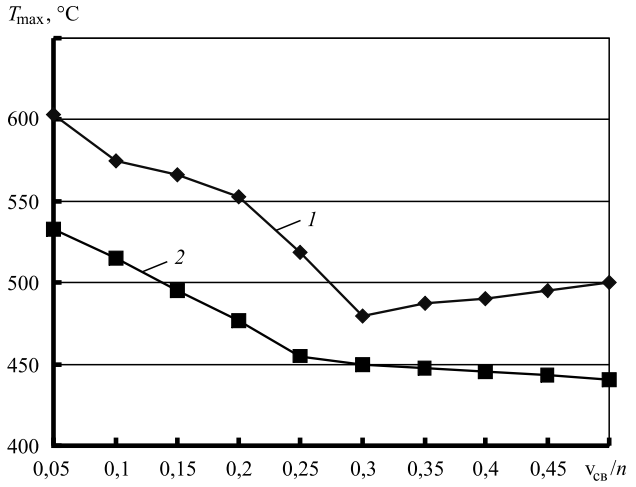


Рис. 8. Влияние соотношения $v_{св}/n$ на максимальную температуру нагрева металла в зоне формирования шва при СТП сплавов 1565чМ (*1*) и 1201 (*2*)

стыка за один его оборот. На рис. 8 приведены максимальные значения температуры нагрева металла в зоне формирования шва в зависимости от соотношения $v_{св}/n$.

Экспериментальные исследования позволили определить оптимальные значения соотношения $v_{св}/n$ в зависимости от марки свариваемого алюминиевого сплава (рис. 9, см. обложку).

Установлено, что при СТП алюминиевого сплава АМц качественное формирование швов обеспечивается при $v_{св}/n$ = 0,08...0,57 мм/об, т.е. при частоте вращения инструмента 1200 об/мин скорость сварки может изменяться в интервале 8...41 м/ч.

Для сплава АД33 диапазон оптимальных соотношений $v_{св}/n$ сокращается до 0,09...0,48 мм/об, что при частоте вращения инструмента 1200 об/мин позволяет успешно выполнять сварку на скоростях 8...36 м/ч. Качественное формирование швов на сплаве АМг2М достигается при $v_{св}/n$ = 0,094...0,376 мм/об или $v_{св}$ = = 8...32 м/ч.

Для более прочных алюминиевых сплавов диапазон оптимальных соотношений $v_{св}/n$, при которых обеспечивается качественное формирование швов, значительно уменьшается. Так, для сплава 1460 он составляет 0,07...0,32 мм/об, т.е. при частоте вращения инструмента 1200 об/мин скорость сварки должна быть равна 6...20 м/ч, а при 2000 об/мин — 12...40 м/ч.

На сплаве АМг5 качественное формирование швов обеспечивается при $v_{св}/n$ = = 0,05...0,26 мм/об или при скоростях сварки 5...16 и 10...32 м/ч, когда частота вращения инструмента составляет 1200 и 2000 об/мин соответственно.

Сплав 1201 успешно сваривают при линейном перемещении инструмента за один его оборот 0,05...0,23 мм, что соответствует скоростям сварки 5...14 м/ч при частоте вращения инструмента 1200 об/мин и 10...28 м/ч при 2000 об/мин.

Для сплава 1565ч оптимальное соотношение $v_{св}/n$ = 0,04...0,38 мм/об, т.е. скорость сварки может изменяться в интервале 4...18 м/ч при частоте вращения инструмента 1200 об/мин или 8...34 м/ч при 2000 об/мин.

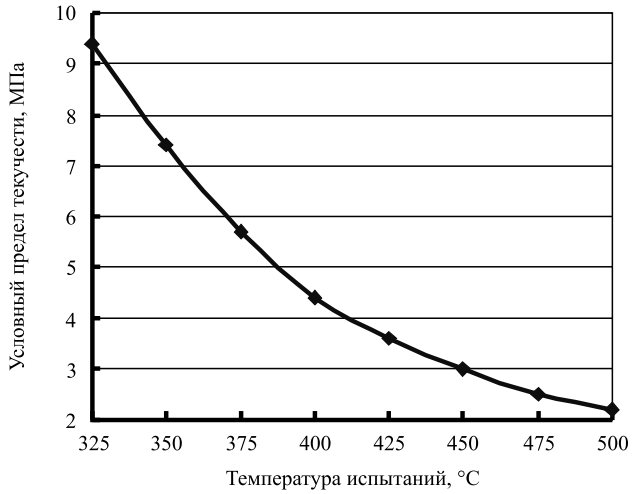
Исходя из представлений о механизме формирования соединения при СТП, можно предположить, что нагрев металла в зоне формирования шва за счет трения должен обеспечивать пластичное состояние свариваемого материала, т.е. низкие значения условного предела текучести и высокие значения относительного удлинения.

В связи с этим были определены условный предел текучести и относительное удлинение сплава 1565чМ при повышенных температурах. Полученные результаты приведены на рис. 10.

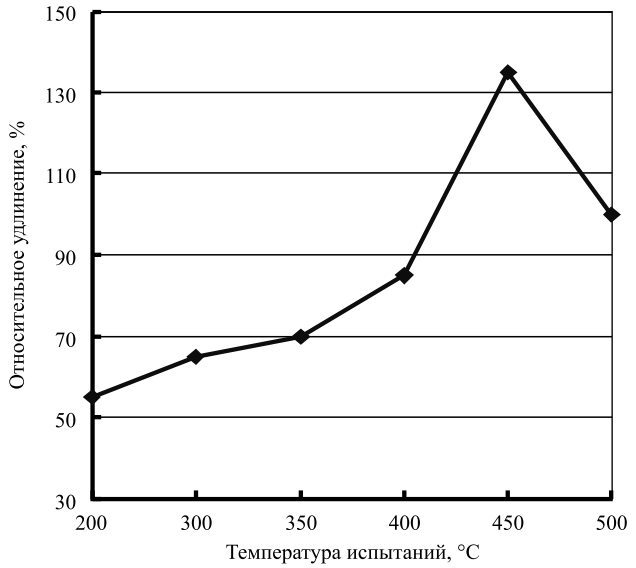
Анализ зависимостей (см. рис. 10) показал, что условный предел текучести с повышением температуры нагрева сплава 1565чМ монотонно уменьшается, достигая минимальных значений в интервале температур 425...500 °С. Относительное удлинение максимально при температуре нагрева 450 °С.

Таким образом, при сварке трением с перемешиванием сплава 1565чМ оптимальные условия для формирования шва создаются при нагреве металла рабочим инструментом при температурах 425...450 °С. Такой интервал температур нагрева обеспечивается при соотношении скоростей сварки и частот вращения инструмента с подачей на один оборот инструмента 0,08...0,48 мм/об.

Учитывая механизм формирования соединения при СТП, можно утверждать, что свариваемость алюминиевого сплава в этом случает определяется способностью сплава к деформированию при повышенной температуре. Поэтому по мере снижения свариваемости алюминиевые сплавы различных систем легирования можно расположить в таком порядке: 6хх → 3хх → 5ххх → 2хх → 7хх.



а)



б)

Рис. 10. Зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ (*а*) и относительного удлинения δ (*б*) сплава 1565чМ от температуры нагрева

Увеличение или уменьшение установленных оптимальных соотношений $v_{св}/n$ для алюминиевых сплавов вызывает изменение внешнего вида поверхности шва и образование дефектов в швах.

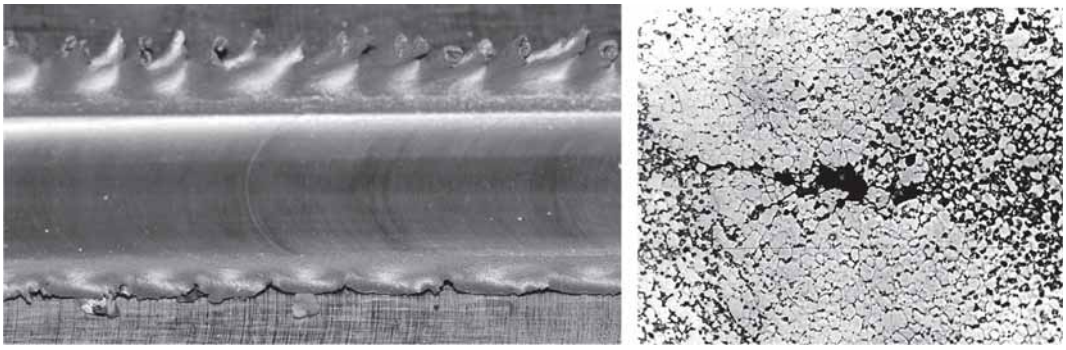
Для сплава 1565чМ снижение соотношения $v_{св}/n$ ниже установленного минимально допустимого значения 0,08 мм/об при СТП приводит к образованию на лицевой поверхности швов дефектов в виде грата (рис. 11, *а*).

Уменьшение минимально допустимой скорости перемещения рабочего инструмента за один его оборот на 10...20 % вызывает появление участков перегретого металла на лицевой поверхности швов, а при дальнейшем его уменьшении в швах образуются внутренние несплошности, обусловленные перегревом металла (рис. 11, *б*).

Исследования изломов образцов СТП-соединений сплава 1565чМ, выполненных при $v_{св}/n$ = 0,06 мм/об, после испытаний на статическое растяжение показали, что в образце наблюдается дефектная зона в виде полосы с волокнистым строением, представляющая собой гребни с оплавленными границами мелких зерен (рис. 12, *а*). В центральной зоне присутствует рельеф в виде мелких ямок (рис. 12, *б*).

В образце обнаружена дефектная зона с оплавленными границами зерен. Разрушение в остальной части излома проходит по механизму ямочного разрыва.

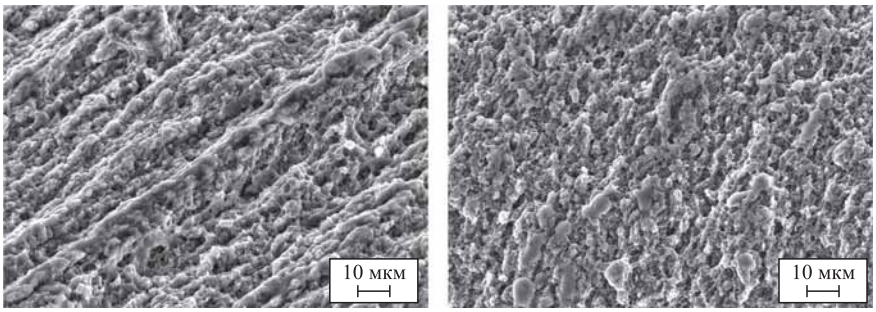
При СТП листов сплава 1565чМ при $v_{св}/n$ = = 0,08...0,48 мм/об наблюдается формирование лицевой поверхности шва с отчетливой шероховатостью (рис. 13, *а*). В ядре шва наблюдает-



а) *б)*

Рис. 11. Характерные дефекты, образующиеся в швах, полученных СТП сплава 1565чМ при снижении $v_{св}/n$ ниже установленного минимально допустимого значения:

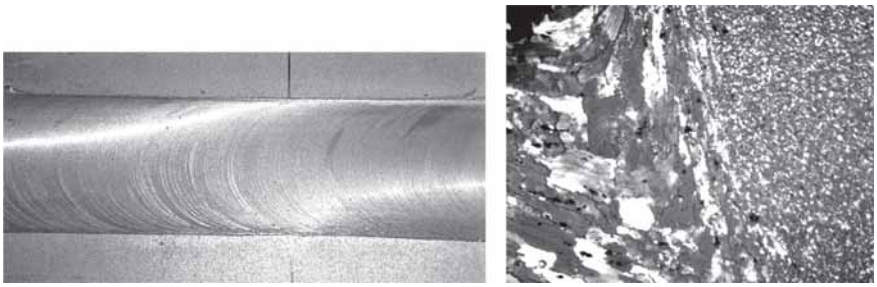
а — грат на лицевой поверхности шва, ×2; *б* — внутренние несплошности, ×500



а) *б)*

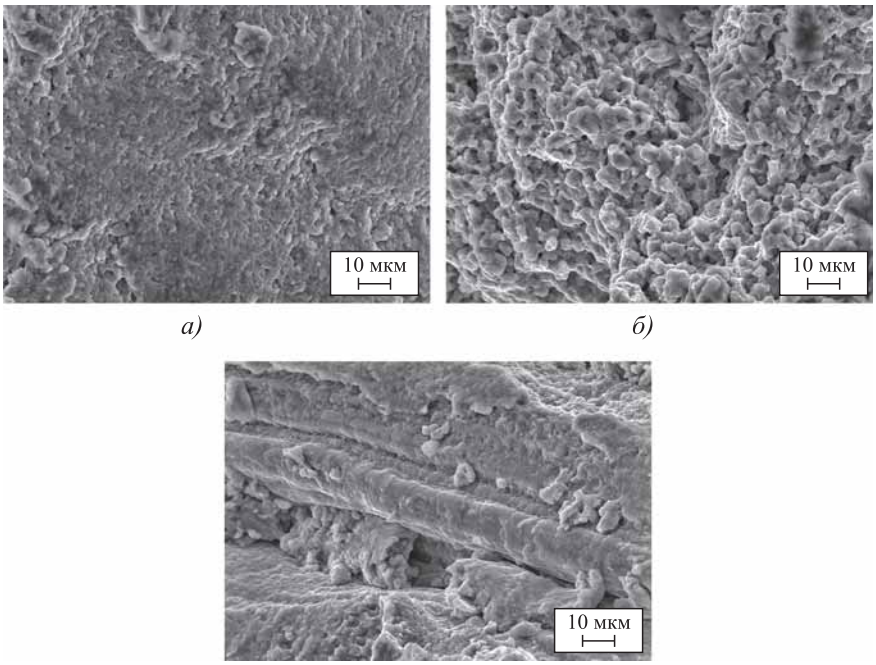
Рис. 12. Излом образца СТП-соединения сплава 1565чМ, выполненного при $v_{св}/n$ = 0,06 мм/об, после испытаний на статическое растяжение:

а — гребни с оплавленными границами зерен; *б* — рельеф в виде мелких ямок



а) *б)*

Рис. 13. СТП-шов сплава 1565чМ, выполненный при $v_{св}/n$ = 0,08...0,48 мм/об (*а*) и микроструктура (×200) центральной части шва (*б*)



а) *б)*

в)

Рис. 14. Излом образца СТП-соединения сплава 1565чМ, выполненного при $v_{св}/n$ = 0,08...0,48 мм/об, после испытаний на статическое растяжение:

а — слои с различной шероховатостью; *б* — мелкозернистый излом; *в* — мелкоямочный излом

ся формирование плотной мелкозернистой структуры с размером зерен 4...8 нм (рис. 13, *б*).

На поверхности излома образца, сваренного при $v_{св}/n$ = = 0,08...0,48 мм/об, видны слои с различной шероховатостью (рис. 14, *а*). В шероховатой зоне обнаружен мелкозернистый излом (рис. 14, *б*), в гладкой — мелкоямочный (рис. 14, *в*). Между слоями присутствуют небольшая рыхлота, редкие участки с ямками.

Превышение установленной максимально допустимой скорости перемещения инструмента за один его оборот на 15 % (до 0,55 мм/об) приводит к образованию поверхностных дефектов в виде несплошностей (рис. 15, *а*) с лицевой поверхности шва, а также внутренних несплошностей (рис. 15, *б*), обусловленных недостаточной пластификацией металла в зоне сварки.

Поверхность слоев излома такого образца более шероховатая (рис. 16, *а*), также присутствуют участки с рыхлотой (рис. 16, *б*) и микронадрывами (рис. 16, *в*).

Результаты механических испытаний сварных образцов на статическое растяжение, угол изгиба и ударную вязкость по шву подтвердили решающее влияние на уровень указанных свойств формируемой микроструктуры шва в определенных температурных условиях, которые определяются соотношением $v_{св}/n$ (табл. 3).

В результате проведенных исследований изломов можно отметить следующее:

— наличие слоистости в изломе свидетельствует о недостаточном перемешивании при образовании сварного шва при значениях $v_{св}/n$ более 0,48 мм/об. В образцах сварных соедине-

3. Влияние параметра $v_{св}/n$ режима СТП на механические свойства соединений листов сплава 1565чМ

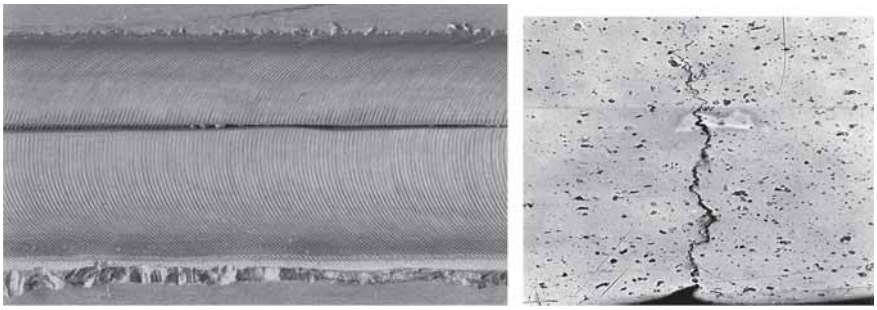
Показатель	Параметр $v_{св}/n$, мм/об					
	0,06	0,08	0,22	0,30	0,48	0,55
Предел прочности $\sigma_в$, МПа	295	344	365	375	375	355
Угол изгиба α, °	145	180	180	180	180	165
Ударная вязкость *K*CU, кДж/м^2	42	47	50	52	50	38

ний сплава 1565чМ, выполненных при $v_{св}/n$ = = 0,08...0,48 мм/об, слоистость выражена в малой степени;

— наличие высокой доли межзеренного излома и большого количества рыхлоты свидетельствует о действии высоких температур (перегреве) в процессе сварки при $v_{св}/n$ более 0,48 мм/об.

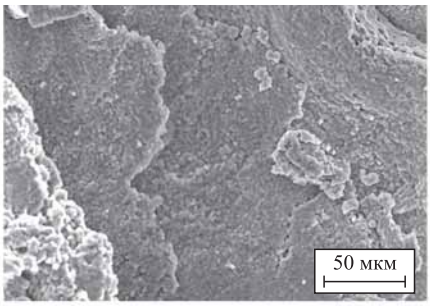
Таким образом, после начала деформирования в процессе СТП большая часть металла независимо от его свойств (определяемых температурой нагрева) начинает перемещаться в верхние слои сварного соединения, а горизонтальное перемещение осуществляется по направлению вращения рабочего инструмента. В результате этого формирование соединения носит несимметричный характер.

Слои более прочного металла подвергаются меньшему перемещению в зоне формирования шва. Поэтому для алюминиевых сплавов, имеющих высокие прочностные характеристики, необходимо точно поддерживать параметры режима СТП. В противном случае может не произойти переноса материала из одной свариваемой заготовки в другую и, соответственно, образуется дефект.

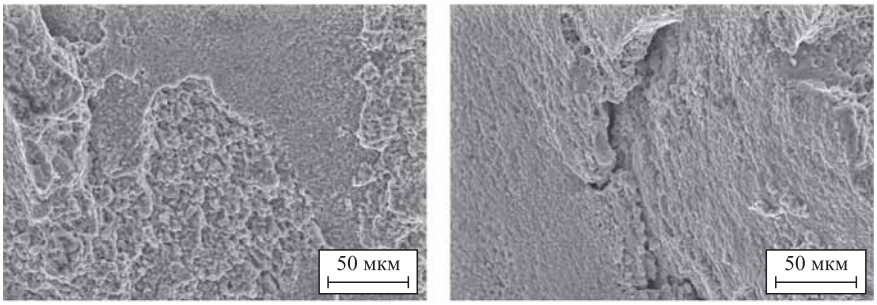


а) *б)*

Рис. 15. Несплавление на лицевой поверхности СТП-шва сплава 1565чМ, выполненного при $v_{св}/n$ = 0,55 мм/об (*а*) и несплавление (×250) в части шва (*б*)



а)



б) *в)*

Рис. 16. Излом образца СТП-соединения сплава 1565чМ, выполненного при $v_{св}/n$ = 0,55 мм/об, после испытаний на статическое растяжение:
а — слои с различной шероховатостью; *б* — рыхлота; *в* — микронадрыв

Выводы

1. Качественное формирование швов при сварке трением с перемешиванием листового алюминиевого сплава толщиной 3,0...8,0 мм можно обеспечить правильным выбором частоты вращения инструмента и скорости его линейного перемещения вдоль стыка.

2. Алюминиевый сплав 1565чМ успешно сваривается при высо-

ких скоростях сварки. Для сплава 1565чМ оптимальное соотношение $v_{св}/n$ = 0,04...0,38 мм/об, т.е. скорость сварки может изменяться в интервале 4...18 м/ч при частоте вращения инструмента 1200 об/мин или 8...34 м/ч при 2000 об/мин.

3. Для получения качественных соединений на более прочных алюминиевых сплавах, содержащих значительное количество легирующих и модифицирующих элементов, необходимо снижать скорость сварки.

4. Диапазон оптимальных соотношений скоростей сварки и частот вращения инструмента при сварке трением с перемешиванием листов алюминиевого сплава 1565чМ толщиной 3,0...8,0 мм составляет 0,08...0,48 мм/об. Отклонение указанных параметров от оптимального диапазона приводит к образованию характерных внутренних и поверхностных дефектов, обусловленных недостаточной пластификацией или перегревом свариваемого материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Arbegast W.J.** Friction Stir Welding After a Decade of Development // Welding Journal. 2006. № 3. P. 28—35.
2. **Ищенко А.Я., Подъельников С.В., Покляцкий А.Г.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2007. № 11. С. 32—38.
3. **Friction** Stir Welding Flies High at NASA / J. Ding et al. // Welding Journal. 2006. № 3. P. 54—59.
4. **Okamura H., Aota K., Ezumi M.** Friction Stir Welding of Aluminum Alloy and Application to Structure // Journal of Japan Institute of Light Metals. 2000. № 4. P. 166—172.
5. **Овчинников В.В., Дриц А.М., Малов Д.В.** Особенности сварки листов сплава 1565ч в нагартованном состоянии // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 11. С. 8—14.
6. **Овчинников В.В.** Технологические особенности сварки трением с перемешиванием алюминиевых и магниевых сплавов (обзор) // Машиностроение и инженерное образование. 2016. № 4. С. 22—45.
7. **Lanciotti A., Vitali F.** Characterisation of friction welded joints in aluminium alloy 6082-T6 plates // Welding International. 2003. № 8. P. 624—630.
8. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Малов Д.В.** Двухпроходная сварка трением с перемешиванием листов из сплава 1565чМ // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2014. № 6. С. 36—42.
9. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Механические свойства сварных соединений листов из сплава 1565чНН // Технология легких сплавов. 2014. № 12. С. 32—39.
10. **Effect** of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminum alloy friction stir welds / A.A. Hassan et al. // Science and Technology of Welding and Joining. 2003. № 4. P. 257—268.
11. **Малофеев С.С., Кулицкий В.А.** Структура и механические свойства сварных швов сплава 1570С, полученных сваркой трением с перемешиванием // Металлы. 2012. № 5. С. 94—99.
12. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Свойства соединений листов алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 10. С. 7—15.
13. **Colegrove P.A., Shercliff H.R.** Experimental and numerical analysis of aluminium alloy 7075-T7351 friction stir welds // Science and Technology of Welding and Joining. 2003. № 5. P. 360—368.
14. **Рязанцев В.И., Мацнев В.Н., Конкевич В.Ю.** Сварка трением с перемешиванием деформируемых и литейных алюминиевых сплавов // Авиационная промышленность. 2004. № 4. С. 33—36.
15. **Овчинников В.В., Дриц А.М., Малов Д.В.** Механические свойства сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании, полученных сваркой трением с перемешиванием // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 6. С. 11—17.

Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Владимир Александрович Бакшаев;
Дмитрий Валерьевич Малов

УДК 621.983; 539.374

С.Н. Ларин, В.И. Платонов, А.В. Чарин
(Тульский государственный университет),
Г.А. Нуждин *(НИТУ "МИСиС")*

Исследование энергосиловых параметров и повреждаемости при пневмоформовке элементов многослойных листовых конструкций с прямоугольными каналами*

Приведены результаты математического моделирования процесса пневмоформовки, при котором реализуется формирование элементов многослойных листовых конструкций с прямоугольными каналами. Полученные зависимости открывают возможности для дальнейшей оценки силовых параметров и повреждаемости процесса формообразования угловых элементов конструкции с неравномерным изменением толщины стенки из анизотропного листового материала в условиях кратковременной ползучести. Получены зависимости изменения относительного давления газа, скорости деформирования и повреждаемости от времени деформирования для алюминиевого АМг6 и титанового ВТ6С сплавов, поведение которых описывается энергетической и кинетической теориями ползучести и повреждаемости для вязкого течения.

Ключевые слова: формоизменение; многослойные конструкции; прямоугольные каналы; силовые параметры.

The results of mathematical modeling of the pneumoformation process in which the realized formation of elements of multilayer sheet constructions with rectangular channels are presented. The resulting dependences open the possibilities for further evaluation of power parameters and damaging of forming of design angular elements with uneven thickness change wall from anisotropic sheet material in short-term creep-honor. The dependences of changes in relative gas pressure, deformation force and damaging on the forming for time aluminum AMg6 and titanium VT6S alloys whose behavior is described by energetic and the kinetic theories of creep and damaging to viscous flow are determined.

Keywords: forming; multilayer structures; rectangular channels; power parameters.

Для обшивки корпусов космических аппаратов применяют панели, состоящие из различного числа слоев. Панели изготовляют из легких и стойких к внешним воздействиям титановых и алюминиевых сплавов. Эти изделия монтируют на внутренних и наружных поверхностях корпусов приборных и специальных отсеков.

Также панели используют для обеспечения постоянства температуры в отсеке, их называют радиаторными. Такая панель состоит из двух плотно и без зазоров наложенных друг на друга листов. Эти панели должны иметь каналы цилиндрической или прямоугольной формы, по которым циркулирует теплоноситель.

Возможно получение таких панелей методами механической обработки и методами штамповки. Оптимальный вариант их производства — штамповка, в частности их формоизменение и диффузионная сварка силой давления инертных газов в специальных камерах в условиях постоянных высоких температур. Температура обработки зависит, прежде всего, от свойств формуемого материала [1—3].

Приняли, что процесс реализуется за две стадии: свободная формовка оболочки и формообразование угловых элементов конструкции в соответствии с рис. 1, где ρ_1 и α_1 — радиус обо-

* Работа выполнена в рамках грантов РФФИ № 16-48-710016 и 16-08-00020.

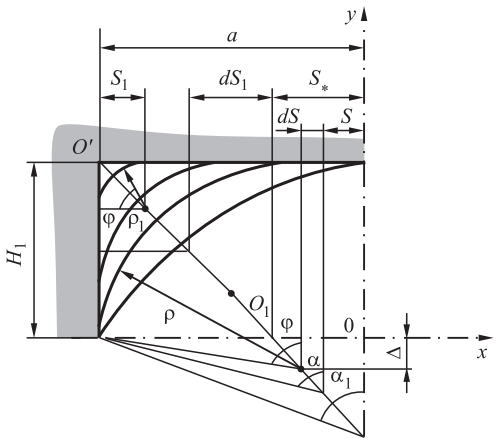


Рис. 1. Схема к анализу формоизменения угловых элементов на первом и втором этапах 2-й стадии деформирования

лочки и угол, соответствующие высоте оболочки $H = H_1$.

Проанализируем стадию деформирования, при которой формируются угловые элементы панелей. В процессе моделирования были получены выражения для оценки давления p_1, высоты оболочки H_1, накопленной повреждаемости ω_1 и распределения толщины оболочки $h_1 = h_1(\varphi)$ в момент времени $t = t_1$, где φ — угол, характеризующий положение точки на угловом элементе заготовки, считаем известным.

Оси координат x, y, z совпадают с главными осями анизотропии. В направлении оси x размер элемента заготовки, подвергаемого деформации, значительно больше других размеров, т.е. реализуется плоская схема деформации. Учитывали, что оболочка формуется в условиях плоского напряженного состояния ($\sigma_z = 0$).

Поскольку приняли, что условия деформирования в вершине формуемой оболочки и на ее краю одинаковы, то в последующих расчетах рассматриваем только такое ее деформированное состояние, при котором ее толщина меняется одинаково в каждой точке от изначальных размеров, а форма образуемой угловой части представляет собой часть окружности.

В начале исследуемой стадии деформирования формируется плоский участок оболочки рядом с вершиной (реализуется скольжение относительно обшивки без трения до времени, когда $S = S_* = a - H_1$). Далее реализуется симметричное деформирование оболочки относительно новой оси O_1O' со скольжением материала без трения. Везде течение материала радиальное.

Рассмотрим два близких деформированных состояния на первом этапе 2-й стадии формоизменения:

1) с радиусом срединной поверхности ρ и длиной участка контакта S;

2) с радиусом $\rho + d\rho$ и длиной участка контакта $S + dS$.

Приращение окружной деформации при переходе из первого состояния во второе:

$$d\varepsilon_y = \frac{(\rho + d\rho)(\alpha + d\alpha) + S + dS - \rho\alpha - S}{\rho\alpha + S} \quad (1)$$

или

$$d\varepsilon_y = \frac{\rho d\alpha + d\rho\alpha + dS}{\rho\alpha + S}. \quad (2)$$

Определим входящие в эту формулу величины

$$\operatorname{tg}\frac{\alpha}{2} = \frac{H_1}{a - S};\ \alpha = 2\operatorname{arctg}\frac{H_1}{a - S};$$

$$d\alpha = \frac{2H_1 dS}{(a - S)^2 + H_1^2};\ \ \rho = \frac{(a - S)^2 + H_1^2}{2H_1};$$

$$d\rho = -\frac{(a - S)dS}{H_1}. \quad (3)$$

После подстановки полученных выражений в соотношение (2) найдем

$$d\varepsilon_y = F(S)dS, \quad (4)$$

где $F(S) = \dfrac{2H_1\left(1 - \dfrac{a - S}{H_1}\operatorname{arctg}\dfrac{H_1}{a - S}\right)}{\left[(a - S)^2 + H_1^2\right]\operatorname{arctg}\dfrac{H_1}{a - S} + H_1 S}$.

Согласно условию несжимаемости

$$\frac{\dot{h}}{h} = -F(S)\frac{dS}{dt}. \quad (5)$$

Интегрируя уравнение (5) на этапе деформирования при начальных условиях $t = t_1$, $S = 0$ и $h = h_1(\varphi)$, получаем

$$\frac{h(t + \Delta t)}{h(t)} = 1 - F(S(t))(S(t + \Delta t) - S(t)) = K(t + \Delta t), \quad (6)$$

где K — величина, характеризующая влияние времени деформирования на процесс.

В силу предположения о равномерности деформации величина $K(t + \Delta t)$ постоянная на

этапе и ее можно определить в любой точке деформируемой оболочки.

Поэтому

$$h(\varphi, t+\Delta t) = h(\varphi, t)\, K(t+\Delta t). \qquad (7)$$

На рассматриваемой стадии деформирования в зависимости от длины участка контакта S окружное напряжение σ_y можно определить по формуле

$$\sigma_y = \frac{p\rho}{h} = \frac{p\left[(a-S)^2 + H_1^{\,2}\right]}{2H_1\, h(\varphi,\, S)}, \qquad (8)$$

где $h(\varphi,\, S)$ вычислим по формуле (7).

Из условия $\xi_x = 0$ (ξ_x — интенсивность деформаций) с использованием ассоциированного закона течения материала находим осевое напряжение

$$\sigma_x = \frac{R_x\, \sigma_y}{1+R_x}, \qquad (9)$$

где R_x — коэффициент анизотропии.

Этот этап деформирования реализуется до момента $t = t_2$, когда $S = a - H_1$, $\rho = H_1$.

На втором этапе 2-й стадии реализуется симметричное относительно оси O_1O' формоизменение углового элемента в пределах квадрата со стороной H_1. На этом этапе уменьшается радиус сечения оболочки при перемещении центра окружности вдоль O_1O' вместе с симметричным образованием прямолинейных участков оболочки.

Рассмотрим два близких симметричных деформированных состояния оболочки в угловой части заготовки на втором этапе деформирования после того, как сформировалась часть оболочки с радиусом $\rho = H_1$.

Приращение окружной деформации при переходе из первого состояния во второе:

$$d\varepsilon_y = \frac{d\rho_1 \frac{\pi}{2} + 2\, dS_1}{\rho_1 \frac{\pi}{2} + 2S_1 + S_*}. \qquad (10)$$

Согласно рис. 1 имеем

$$\rho_1 = H_1 - S_1 \qquad (11)$$

и, следовательно, получим

$$d\rho_1 = -dS_1. \qquad (12)$$

Выражение (11) принимает вид

$$d\varepsilon_y = \frac{\left(2-\frac{\pi}{2}\sqrt{2}\right) dS_1}{S_1\left(2-\frac{\pi}{2}\sqrt{2}\right) + H_1\frac{\pi}{2} + S_*}, \qquad (13)$$

а скорость деформации определяем по выражению

$$\xi_y = \frac{\left(2-\frac{\pi}{2}\right)\dot{S}_1}{\left(2-\frac{\pi}{2}\right)S_1 + H_1\frac{\pi}{2} + S_*}. \qquad (14)$$

Принимая во внимание условие несжимаемости материала $\xi_y = -\xi_z$, имеем

$$\frac{\dot{h}}{h} = -\frac{\dot{S}_1}{S_1 + \dfrac{H_1\frac{\pi}{2} + S_*}{2-\frac{\pi}{2}}}. \qquad (15)$$

Интегрируя уравнение (15) при начальных условиях $t = t_2$, $S_1 = 0$, $h = h_1$ на этапе деформирования, получаем

$$h = h_1 \frac{H_1\frac{\pi}{2} + S_*}{\left(S_1 + \dfrac{H_1\frac{\pi}{2} + S_*}{2-\frac{\pi}{2}}\right)\left(2-\frac{\pi}{2}\right)}, \qquad (16)$$

где h_1 — толщина оболочки на первом этапе 2-й стадии деформирования при $S = S_*$.

Учитывая, что на этапе деформирования во всех точках оболочки

$$\frac{h}{h_1} = K(t+\Delta t) = \text{const} \qquad (17)$$

при любом φ, можно найти $h(\varphi,\, t+\Delta t)$ по формуле

$$h(\varphi,\, t+\Delta t) = h(\varphi,\, t)\, K(t+\Delta t). \qquad (18)$$

Указанные выше геометрические соотношения справедливы до момента начала локализации деформации в одном из мест оболочки.

Материалы, подвергаемые деформированию, могут проявлять различные свойства, связанные с зависимостью протекания процесса от скорости деформирования. Вначале исследуем формовку листовых материалов, свойства которых подчиняются энергетической теории

ползучести и повреждаемости. В данном случае эквивалентное напряжение $\sigma_e < \sigma_{e0}$. Поведение материала заготовки можно описать следующими выражениями:

эквивалентная скорость деформации

$$\xi_e^c = \frac{B\left(\sigma_e/\sigma_{e_0}\right)^n}{\left(1-\omega_A^c\right)^m},$$

где B, n, m — константы материала; ω_A^c — повреждаемость материала при вязкопластической деформации по энергетической модели разрушения;

$$\dot{\omega}_A^c = \frac{\sigma_e\,\xi_e^c}{A_{\text{пр}}^c},$$

где $A_{\text{пр}}^c$ — предельная работа деформации.

По аналогии с приведенным ранее решением были выведены выражения для оценки давления p и повреждаемости ω_A^c

$$p^n dt = \frac{C_1\sigma_{e0}^n\left(1-\omega_A^c\right)^m h^n dS_1}{\left(H_1 - S_1\sqrt{2}\right)^n D_1^n B\left(S_1 + \dfrac{H_1\dfrac{\pi}{2}+S_*}{2-\dfrac{\pi}{2}\sqrt{2}}\right)}, \quad (19)$$

$$\dot{\omega}_A^c = \frac{C_1 D_1 p\left(H_1 - S_1\sqrt{2}\right)\dot{S}_1}{hA_{np}^c\left(S_1 + \dfrac{H_1\dfrac{\pi}{2}+S_*}{2-\dfrac{\pi}{2}\sqrt{2}}\right)}, \quad (20)$$

где $h(\varphi,\ t+\Delta t) = h(\varphi,\ t)K(t+\Delta t)$; C_1, D_1 — константы материала, $C_1D_1 = 1$.

Данную систему решаем при граничных условиях: $t = t_2$, $S = S_*$, $p = p_2(t_2)$, $\omega_A^c = \omega_{A2}^c(t_2)$, $h(\varphi) = h_2(\varphi,\ t_2)$.

Выражения (19) и (20) решаем как и в предыдущем случае на первом этапе рассматриваемой стадии деформирования. Необходимое значение p определяем в точке $\varphi = \pi/2$ на каждом этапе формовки S_1.

Далее рассмотрим формовку листовых материалов, свойства которых подчиняются кинетическим уравнениям ползучести и повреждаемости. Поведение материала заготовки можно описать выражениями:

$$\xi_e^c = B\left(\frac{\sigma_e}{\sigma_{e_0}}\right)^n \frac{1}{\left(1-\omega_e^c\right)^m};\quad \dot{\omega}_e^c = \frac{\xi_e^c}{\varepsilon_{e\,\text{пр}}^c},$$

где $\dot{\omega}_e^c$ — повреждаемость материала при вязкой деформации по деформационной модели разрушения; $\varepsilon_{e\,\text{пр}}^c$ — предельная эквивалентная деформация.

Повреждаемость ω_e^c и давление p на этапе, когда реализуется симметричное деформирование заготовки относительно оси симметрии, определяем из выражений

$$\dot{\omega}_e^c = \frac{k}{B}\xi_e^c = \frac{C_1\dot{S}_1}{\varepsilon_{e_{\text{пр}}}^c\left(S_1 + \dfrac{H_1\dfrac{\pi}{2}+S_*}{2-\dfrac{\pi}{2}}\right)}; \quad (21)$$

$$p^n dt = \frac{C_1\sigma_{e0}^n\left(1-\omega_e^c\right)^m h^n dS_1}{\left(H_1 - S_1\right)^n D_1^n B\left(S_1 + \dfrac{H_1\dfrac{\pi}{2}+S_*}{2-\dfrac{\pi}{2}}\right)}, \quad (22)$$

полученных на основе системы уравнений $\xi_e^c = B\left(\dfrac{\sigma_e}{\sigma_{e_0}}\right)^n \dfrac{1}{\left(1-\omega_e^c\right)^m}$; $\dot{\omega}_e^c = \dfrac{\xi_e^c}{\varepsilon_{e\,\text{пр}}^c}$, используя выражения $h(\varphi,\ t+\Delta t) = h(\varphi,\ t)K(t+\Delta t)$, $\dot{\omega}_A^c = \dfrac{C_1D_1p\left[(a-S)^2 + H_1^2\right]F(S)\dot{S}}{2H_1hA_{\text{пр}}^c}$.

При начальных условиях: $t = t_2$, $S_1 = 0$, $p(t_2) = p_2(t_2)$, $\omega_e^c = \omega_{e2}^c(t_2)$, $h(\varphi) = h_2(\varphi,\ t_2)$ систему уравнений (21), (22) решаем методом итераций.

Предельную величину $S_{1\text{пр}}$ находим при $\omega_e^c = 1$.

На базе уравнений (21), (22) можно анализировать первый и 2-й этапы второй стадии деформирования оболочки при условиях $p = \text{const}$ и $\xi_e^c = \text{const}$ в какой-либо точке оболочки.

Зависимости изменения относительного давления газа $\bar{p} = p/\sigma_{e_0}$, скорости деформирования ξ_e и повреждаемости ω_A^c от времени деформирования t для алюминиевого АМг6 и титанового ВТ6С сплавов, поведение которых описывается энергетической и кинетической теориями ползучести и повреждаемости для вязкого течения, при температуре обработки 450 и 930 °С представлены на рис. 2 и 3 соответственно при заданном законе изменения давления ($p = p_0 + a_p t^{n_p}$, где p_0, a_p, n_p — константы нагружения).

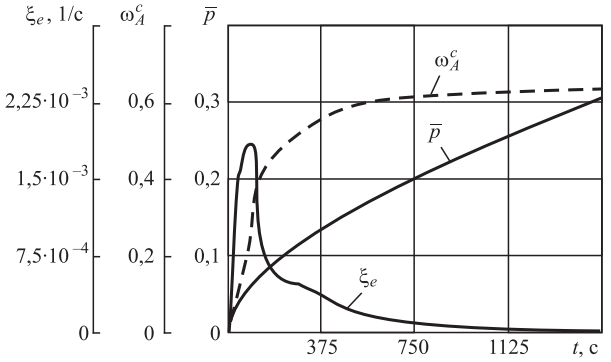


Рис. 2. Зависимости относительного давления газа $\overline{p}$, скорости деформирования ξ_e и повреждаемости ω_A^c от времени деформирования t для алюминиевого сплава АМг6 (a_p = 0,1 МПа/с^{n_p}, n_p = 0,6)

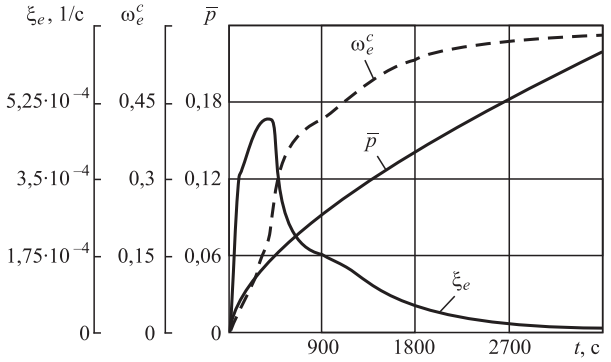


Рис. 3. Зависимости относительного давления газа $\overline{p}$, скорости деформирования ξ_e и повреждаемости ω_e^c от времени t для титанового сплава ВТ6С (a_p = 0,04 МПа/с^{n_p}, n_p = 0,65)

Из анализа зависимостей видно, что эквивалентная скорость деформирования ξ_e резко увеличивается на стадии свободной формовки до определенного времени деформирования (высота оболочки H_1 = 4 мм), далее на стадии заполнения угловых элементов происходит плавное снижение ξ_e. Относительное давление $\overline{p}$ плавно возрастает на протяжении всего процесса.

Давление $\overline{p}$ на стадии заполнения угловых элементов для алюминиевого АМг6 и титанового ВТ6С сплавов повышается более чем в 4 раза относительно давления свободной формовки. На стадии свободной формовки повреждаемости ω_A^c, ω_e^c резко увеличиваются, в процессе заполнения угловых элементов наблюдается плавный рост величин ω_A^c, ω_e^c. Для алюминиевого сплава АМг6 повреждаемость в процессе формовки угловых элементов увеличивается на 43 % относительно накопленной повреждаемости при свободной формовке, а для титанового сплава ВТ6С — на 65 %.

Вывод. Учет накопленных микроповреждений при исследовании пневмоформовки каналов прямоугольной формы значительно влияет на относительный предельный радиус закругления мембраны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотермическая** пневмоформовка анизотропных высокопрочных листовых материалов / С.Н. Ларин и др. / под ред. С.С. Яковлева. М.: Машиностроение, 2009. 352 с.

2. **Яковлев С.С., Ларин С.Н., Трегубов В.И.** Изотермическая пневмоформовка элементов ячеистых многослойных листовых конструкций из анизотропных высокопрочных материалов в режиме ползучести / под ред. С.С. Яковлева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2011. 173 с.

3. **Малинин Н.Н.** Ползучесть в обработке металлов. М.: Машиностроение, 1986. 216 с.

Сергей Николаевич Ларин, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru;
Валерий Иванович Платонов, канд. техн. наук;
Александр Николаевич Чарин, канд. техн. наук;
Георгий Анатольевич Нуждин, канд. техн. наук

УДК 621.7.043

М.А. Серёжкин, Л.Х. Минязева, В.В. Ступников
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Проектирование технологического процесса штамповки полых сфер из алюминиевого сплава АД1

Рассмотрен вопрос проектирования технологического процесса штамповки полых сфер из алюминиевого сплава АД1, являющихся составным элементом плавучего понтона, используемого при хранении и транспортировке легких углеводородов. Особенностью представленного технологического процесса является учет особенностей взаимодействия в системе заготовка—инструмент, обеспечивающих отсутствие налипания материала заготовки на инструмент, что приводит к увеличению стойкости инструмента. Представлены сведения о необходимом числе элементов плавучего понтона и времени заполнения резервуара с хранимым нефтепродуктом.

Ключевые слова: вытяжка; налипание; стойкость инструмента; алюминиевые сплавы; система заготовка—инструмент.

The question design of the forming technological process of hollow spheres from aluminum alloy AD1, which are constituent element of the floating pontoon used for storing and transporting light hydrocarbons is considered. Feature of the presented technological process is the consideration of the features of interaction in the blank—tool system, ensuring that the material of the workpiece does not stick to the tool, which leads to increase in tool life. Information on the required number of elements of the floating pontoon and the filling time of reservoir with the stored oil are presented.

Keywords: drawing; adhering; tool life; aluminum alloys; blank—tool system.

При хранении и транспортировке легких углеводородов (бензинов, керосинов и т.д.) они испаряются, образуя смесь воздуха и испарившегося вещества. Это приводит к потере объема хранимого продукта, а также опасности взрыва [1, 2].

В результате испарения теряется от 2 [3] до 10 % [2] общего количества перерабатываемых углеводородов, что по оценке [4] составляет от 37,5 до 67,5 млн т углеводородов (75 % от числа общих потерь, составляющих 50...90 млн т).

В настоящее время эту проблему решают за счет применения плавучих понтонов. Перспективной разработкой в этой области является использование в качестве элементов плавучих понтонов полых шаров из алюминиевого сплава АД1 (ГОСТ 4784—97).

Находясь на поверхности хранимого продукта, элементы плавучего понтона уменьшают площадь, с которой происходит испарение, что исключает образование взрывоопасной газовоздушной смеси и, как следствие, обеспечивает пассивную пожаро- и взрывобезопасность [1, 2].

Согласно приведенным далее расчетам годовая потребность в таких изделиях может составлять сотни миллионов штук в год. Поэтому разрабатываемая технология должна быть рассчитана на массовое производство.

Эскиз элемента плавучего понтона приведен на рис. 1.

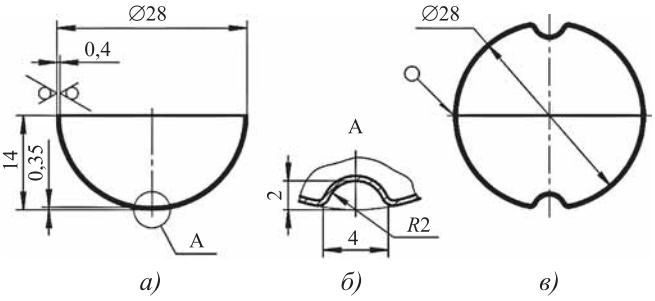


Рис. 1. Заготовка элемента плавучего понтона (*а*), углубление для центрирования при сборке (*б*) и элемент плавучего понтона (*в*)

Рис. 2. Зависимость числа элементов плавучего понтона от диаметра резервуара

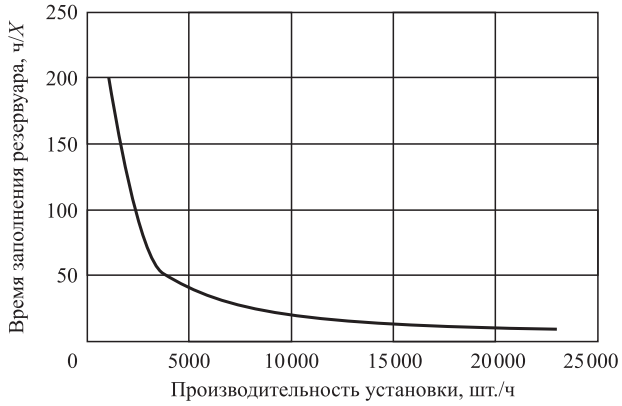


Рис. 3. Зависимость времени заполнения резервуара от производительности установки по их изготовлению

Элемент плавучего понтона — полый шар изготовляют из двух заготовок-полусфер, полученных холодной листовой штамповкой и соединяемых между собой с использованием лазерной сварки или другими способами, например, пайкой или склеиванием.

Ориентировочное число изготовляемых шаров для заполнения резервуара с хранимым продуктом в зависимости от диаметра резервуара представлено на рис. 2. Число шаров, необходимых для заполнения резервуара, вычисляли следующим образом: площадь резервуара, деленная на максимальную площадь сечения шара. Полученное значение умножали на 7, поскольку согласно техническому заданию на разработку базовой технологии штамповки полусфер необходимое число шаров должно быть равно 7.

Данные расчета показали, что число шаров, необходимых для заполнения резервуара, большое и, возможно, их изготовление с дальнейшей транспортировкой потребителю нецелесообразно.

В связи с этим актуальной задачей является создание мобильной автономной автоматизированной линии по производству данных изделий. Задачу по проектированию такой линии не решали, но ее использование обусловливает необходимость обеспечения определенной производительности, например, чтобы время заполнения резервуара не занимало более 24 ч.

На рис. 3 приведена зависимость времени заполнения резервуара шарами от его диаметра и производительности установки по их изготовлению. Для определения времени заполнения число на оси ординат необходимо умножить на масштабный коэффициент X (табл. 1). Также масштабный коэффициент X для резервуара, несоответствующего ГОСТ Р 52910—2008, можно рассчитать как отношение площади искомого резервуара

1. Значения масштабного коэффициента X

Диаметр резервуара по ГОСТ Р 52910—2008, м	Масштабный коэффициент X	Диаметр резервуара по ГОСТ Р 52910—2008, м	Масштабный коэффициент X
4,73	1	22,8	23,24
6,63	1,96	28,5	36,31
7,58	2,57	34,2	52,28
8,53	3,25	39,9	71,16
10,43	4,86	45,6	92,94
15,18	10,3	47,4	100,42
18,98	16,1	59,9	144,71
20,92	19,56	60,7	164,69

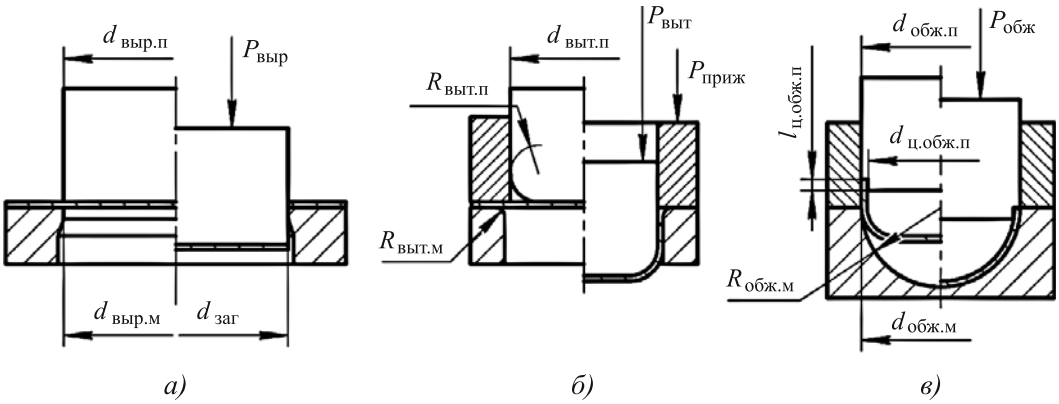


Рис. 4. Схемы операций:

а — вырубка; *б* — вытяжка; *в* — обжим; $d_{заг}$ — диаметр заготовки элемента плавучего понтона; $d_{выр.м}$, $d_{выр.п}$ — диаметр матрицы и пуансона для вырубки; $P_{выр}$ — деформирующая сила при вырубке; $d_{выт.м}$, $R_{выт.м}$ — диаметр и радиус матрицы для вытяжки; $d_{выт.п}$, $R_{выт.п}$ — диаметр и радиус пуансона для вытяжки; $P_{выт}$ — деформирующая сила при вытяжке; $P_{приж}$ — сила прижима заготовки; $d_{обж.м}$, $R_{обж.м}$ — диаметр и радиус матрицы для обжима; $d_{обж.п}$ — диаметр пуансона для обжима; $d_{ц.обж.п}$, $l_{п.обж.п}$ — диаметр и длина центрирующего участка пуансона для обжима; $P_{обж}$ — деформирующая сила при обжиме

к площади резервуара с масштабным коэффициентом $X = 1$.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что для обеспечения заполнения резервуара диаметром 4,73 м менее чем за 24 ч необходимо обеспечить производительность не менее 10 000 шаров в час. Поэтому технологический процесс изготовления должен состоять из минимального числа технологических операций и переходов.

Также необходимо обеспечить стойкость инструмента не менее 400 000 изготовленных заготовок элементов плавучего понтона. Такая стойкость необходима, чтобы заполнить резервуар диаметром 4,73 м без замены инструмента. Однако по расчетам [5] максимальная расчетная стойкость штампа для вытяжки составляет 120 000 изготовленных деталей между перешлифовками.

Известно [6, 7], что алюминиевый сплав АД1 склонен к налипанию, приводящему к уменьшению стойкости штамповой оснастки, искажению геометрических размеров изготовляемой детали, а также к ухудшению ее внешнего вида из-за образования на ее поверхности рисок и борозд.

Таким образом, при проектировании технологического процесса изготовления заготовок элементов плавучих понтонов необходимо обеспечить отсутствие налипания.

Перечень технологических операций листовой штамповки следующий:

- вырубка исходной заготовки круглой формы из листового материала;
- вытяжка стаканчика из исходной заготовки;
- обжим изготовленного стаканчика в полусферу.

После обжима изготовленные полусферы (заготовки элементов плавучих понтонов) поступают на сборку. Схемы технологических операций представлены на рис. 4.

Последовательность проектирования технологического процесса изготовления заготовок элементов плавучего понтона для обеспечения отсутствия налипания представлена в табл. 2. Пример расчета приведен для элемента плавучего понтона, изображенного на рис. 1.

Исходные данные:

$d_п$ — диаметр элемента плавучего понтона, $d_п = 28$ мм;

$s_{заг}$ — толщина исходной заготовки, $s_{заг} = 0{,}35$ мм;

материал заготовки — сплав АД1;

$\sigma_в$ — предел прочности материала заготовки, $\sigma_в = 110$ МПа.

2. Последовательность проектирования технологического процесса изготовления заготовок элементов плавучего понтона

№ п/п	Рассчитываемый параметр	Формула расчета	Пример расчета
1	Диаметр исходной заготовки	$d_{заг} = \sqrt{2}d_п$	$d_{заг}$ = 39,6 мм
Расчет операции вырубки			
2	Диаметр матрицы для вырубки	$d_{выр.м} = d_{заг}$	$d_{выр.м}$ = 39,6 мм
3	Диаметр пуансона для вырубки [5]	$d_{выр.п} = d_{выр.м} - (0{,}05...0{,}1)s_{заг}$	$d_{выр.п}$ = 27,97 мм
4	Материал матрицы для вырубки	По [8, 9] или другим источникам	У10
5	Параметр шероховатости матрицы для вырубки	По ГОСТ 22472—87	Ra = 0,4 мкм
6	Материал пуансона для вырубки	По [8, 9] или другим источникам	У10
7	Параметр шероховатости пуансона для вырубки	По ГОСТ 22472—87	Ra = 0,4 мкм
8	Деформирующая сила при вырубке [5]	$P_{выр} = 1{,}2\pi s_{заг}d_{заг}\left(1{,}2\frac{s_{заг}}{d_{заг}} + 0{,}6\right)\sigma_в$	$P_{выр}$ = 3507 Н
9	Используемое покрытие или смазочный материал	По [8, 9] или другим источникам	СОТС ХС-163
Расчет операции вытяжки			
10	Диаметр матрицы для вытяжки	$d_{выт.м} = d_п$	$d_{выт.м}$ = 28 мм
11	Радиус матрицы для вытяжки [10]	$R_{выт.м} = (3...5)s_{заг}$	$R_{выт.м}$ = 1,5 мм
12	Диаметр пуансона для вытяжки [10]	$d_{выт.п} = d_{выт.м} - (2{,}1...2{,}15)s_{заг}$	$d_{выт.п}$ = 27,25 мм
13	Радиус пуансона для вытяжки [10]	$R_{выт.п} = (12...15)s_{заг}$	$R_{выт.п}$ = 5 мм
14	Материал матрицы для вытяжки	По [5, 8, 9] или другим источникам	Х12
15	Параметр шероховатости матрицы для вытяжки	$2{,}5 < Ra < 0{,}63$	Ra = 0,63 мкм
16	Обработка поверхности матрицы для вырубки	По [11]	Финишная антифрикционная безабразивная обработка
17	Материал пуансона для вытяжки	По [8, 9] или другим источникам	Х12
18	Параметр шероховатости пуансона для вытяжки	По ГОСТ 22472—87	Ra = 0,4 мкм
19	Деформирующая сила при вытяжке [5]	$P_{выт} = \pi s_{заг}\sigma_в d_п n^*$	$P_{выт}$ = 1590 Н
20	Сила прижима заготовки [10]	$P_{приж} = \frac{\pi}{4}\left(d_{заг}^2 - \left(d_п + 2R_{выт.м}\right)^2\right)q^{**}$	$P_{приж}$ = 475 Н
21	Используемое покрытие или смазочный материал	По [11]. Динамическая вязкость не менее 1000 Па·с, коэффициент трения между заготовкой и инструментом не более 0,07	Металлоплакирующие смазочные материалы на основе меди
Расчет операции обжима			
22	Диаметр матрицы для обжима	$d_{обж.м} = d_п$	$d_{обж.м}$ = 28 мм
23	Радиус матрицы для обжима	$R_{обж.м} = 0{,}5d_п$	$R_{обж.м}$ = 14 мм
24	Диаметр пуансона для обжима	$d_{обж.п} = d_п$	$d_{обж.п}$ = 28 мм
25	Диаметр центрирующего участка пуансона для обжима	$d_{ц.обж.п} = d_п - (2{,}1...2{,}15)s_{заг}$	$d_{ц.обж.п}$ = 27,25 мм
26	Длина центрирующего участка пуансона для обжима	$l_{ц.обж.п} = (2...3)s_{заг}$	$l_{ц.обж.п}$ = 1 мм

Окончание табл. 2

№ п/п	Рассчитываемый параметр	Формула расчета	Пример расчета
27	Материал матрицы для обжима	По [8, 9] или другим источникам	Х12
28	Параметр шероховатости матрицы для обжима	По ГОСТ 22472—87	Ra = 0,1 мкм
29	Материал пуансона для обжима	По [8, 9] или другим источникам	Х12
30	Параметр шероховатости центрирующего участка пуансона для обжима	По ГОСТ 22472—87	Ra = 0,4 мкм
31	Деформирующая сила при обжиме	$P_{обж} = \pi s_{заг}\sigma_в d_п$***	$P_{обж}$ = 3385 Н
32	Используемый смазочный материал	По [11]. Динамическая вязкость не менее 1000 Па·с, коэффициент трения между заготовкой и инструментом не более 0,07	Металлоплакирующие смазочные материалы на основе меди

* n — коэффициент, зависящий от коэффициента вытяжки [10]. Полученное значение деформирующей силы согласно проведенным экспериментальным исследованиям необходимо умножить на 1,5.

** q — давление прижима.

*** Формулы для расчета деформирующей силы при обжиме, приведенные в [5, 8, 9] и других источниках, не подходят для данного расчета. Например, при расчете по справочнику [8] (с. 257) необходимо принять диаметр отверстия d = 0, в результате чего получается деление на ноль. Поэтому в таблице приведена упрощенная формула.

Заключение. Применение разработанной методики проектирования технологического процесса штамповки деталей полусфер позволяет уменьшить число технологических операций листовой штамповки для изготовления деталей и, соответственно, сократить время изготовления одного изделия.

Применение предложенных технологических решений (№ 15, 16, 21, 32 в табл. 2) позволяют повысить стойкость штампа на 30—50 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Модернизация** средств хранения нефтепродуктов с целью сокращения потерь / Д.И. Овчинин, Ф.В. Белохвостов, В.Н. Еремин, И.С. Багреева // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2011. № 5. С. 18—20.
2. **Исин З.Р., Бахмат Г.В.** Анализ возможностей сокращения потерь нефти и нефтепродуктов при хранении // Проблемы функционирования систем транспорта: материалы Всероссийской науч.-практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. 2012. С. 178—181.
3. **Молчанов О.В., Старый С.В., Новиков М.В.** Метод определения технологических потерь нефтепродуктов при приеме в резервуары // Научный вестник Московского государственного технического университета гражданской авиации. 2012. № 183. С. 88—91.
4. **Галлямов М.А., Валикеева А.М., Нуриева А.Ф.** Методы повышения взрывопожаробезопасности в резервуарном парке // Нефтегазовое дело. 2013. № 2. С. 407—418.
5. **Справочник** по холодной штамповке / В.П. Романовский. М.: Книга по Требованию, 2012. 520 с.
6. **Способы** нанесения защитных покрытий на металлические детали / Л.И. Бессуднов, В.А. Наумов, С.Н. Шарапов, И.И. Кравченко // Главный механик. 2016. № 3. С. 67—74.
7. **Логинов Ю.Н., Инатович Ю.В.** Механизм образования дефектов на полосе при прокатке от налипаний на валке // Производство проката. 2008. № 8. С. 5—7.
8. **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.
9. **Справочник** по листовой штамповке: учеб. пособие / В.А. Демин, К.Д. Львович, П.В. Маркин, Е.И. Семенов, А.Е. Феофанова; под. ред. В.А. Демина и Е.И. Семенова. М.: МГИУ, 2011. 177 с.
10. **Мельников Э.Л.** Холодная листовая штамповка днищ. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2003. 288 с.
11. **Серёжкин М.А., Мельников Э.Л.** Разработка технологии повышения стойкости крупногабаритных матриц штампов // Известия Московского государственного технического университета МАМИ. 2014. Т. 2. № 1. С. 214—221.

Михаил Александрович Серёжкин,
pehobatop@gmail.com;
Луиза Халисовна Минязева;
Вадим Владимирович Ступников

УДК 669.017:539.3

А.В. Даниленко, В.А. Скуднов*, А.В. Мунтин, В.В. Науменко**
(АО "Выксунский металлургический завод",
** Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,*
*** Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

Особенности формирования прикромочных трещин при производстве горячекатаного проката на современных толстолистовых, широкополосных станах и литейно-прокатных комплексах. Часть 2

Проанализирован дефект "прикромочная трещина" при производстве горячекатаного рулонного и листового проката в условиях толстолистовых, широкополосных станов и литейно-прокатных комплексов. Описаны факторы, влияющие на появление трещин в прикромочной зоне горячекатаного проката. Сформулированы решения, способствующие устранению прикромочных трещин горячекатаного рулонного и листового проката.

Ключевые слова: прикромочные трещины; горячекатаный рулон; литейно-прокатный комплекс; неравномерность деформации.

The defect "edge crack" in the production of hot-rolled coil and plates at heavy-plate mills, hot strip mills and casting and rolling complexes is analyzed. The factors affecting on appearance of cracks in the edge zone of hot-rolled are described. Technical solutions which help to eliminate the cracks of the rolled products are formulated.

Keywords: edge cracks; hot-rolled steel; casting and rolling complex; unevenness of deformation.

В предыдущей части статьи* описаны механизмы формирования дефектов или предпосылок к ним на стадии разливки стали. Показано, что оптимизация режимов работы МНЛЗ позволяет снизить количество дефектов, но конструктивные особенности МНЛЗ и технология разливки стали не позволяют полностью исключить вероятность появления дефектов в прикромочной зоне.

При классической технологии перед нагревом в методических печах выполняют осмотр непрерывно-литых слябов и при наличии дефектов осуществляют механическую или огневую зачистку. Такая операция позволяет снизить до минимума вероятность появления дефектов в прикромочной зоне, однако приводит к повышению затрат на доработку и снижению производительности.

* См. журнал № 8. 2007.

В литейно-прокатных комплексах непрерывно-литой сляб после порезки на мерные длины подается для нагрева в туннельную печь, расположенную сразу после МНЛЗ, что полностью исключает возможность осмотреть сляб на наличие дефектов и удалить их.

Влияние формы калибра эджера на образование дефектов в прикромочной зоне. Образование дефектов в прикромочной зоне может быть связано с конструктивными особенностями вертикальных валков. Изменение конструкции последних позволяет уменьшить вероятность появления прикромочных дефектов, связанных с прокатным переделом. В мировой практике известно много конструкций вертикальных валков. В зависимости от технологических и конструкционных особенностей станов горячей прокатки вертикальные валки бывают калиброванные и с гладкой бочкой.

Формы калибров эджерных валков. Преимущества и недостатки данных конструкций

Форма калибра	Преимущества	Недостатки
	Увеличение бокового обжатия без прогиба тонких слябов и уменьшения наплывов за счет смещения деформации к центру сляба	Повышенный абразивный износ горизонтальных полок. Налипание частиц металла на горизонтальные полки калибра. Образование вдавов и задиров на поверхности сляба в прикромочной зоне
	Уменьшение образования дефекта "рыбий хвост" за счет выравнивания вытяжек центральных слоев металла и на боковых кромках раската	Переход дефектов узкой грани на поверхность раската. Увеличение расстояния расположения дефекта от кромки листа (полосы)
	Сокращение расхода металла, идущего на обрезь. Уменьшение разнотолщинности раската по длине преимущественно для производства толстолистового листа	
	Повышение качества горячекатаных полос путем равномерной проработки боковых граней раската с учетом неравномерности температуры по толщине сляба	Раскрытие дефектов в прикромочной зоне из-за появления неравномерности деформации, вызванной разницей температур по сечению сляба
	Выравнивание высотной деформации по толщине сляба. Уменьшение перетекания боковой грани на поверхность сляба. Прикромочные дефекты остаются в зоне подрезки	Повышение стоимости валка вследствие сложности выполнения калибровки. Невозможность применения на толстолистовых и широкополосных станах с реверсивной черновой группой
а) *б)* *а* — первый проход на валках эджера с выпуклой профилировкой; *б* — последующие проходы с плоской профилировкой валков эджера	Уменьшение появления дефектов в прикромочной зоне горячекатаного листа	Высокая стоимость, сложность, громоздкость конструкции. Применение только для реверсивных толстолистовых станов или широкополосных станов, имеющих реверсивную черновую группу
	Снижение обрези. Обеспечение равномерности проработки неравномерно нагретых граней раската по ширине. Получение симметричной концевой обрези. Снижение расходного коэффициента металла	Повышение стоимости валка вследствие сложности выполнения калибровки. Невозможность применения на толстолистовых и широкополосных станах с реверсивной черновой группой

В таблице приведены примеры используемых профилировок эджерных валков [1—13].

Калибровка эджера позволяет выполнить различные задачи, например, асимметричная калибровка компенсирует разницу температуры нагрева сляба по ширине, коническая — по толщине, симметричная с длинными полками предназначена для значительных обжатий по ширине до 60 мм на сторону, а также уменьшение концевой обрези и т.д.

Некоторые формы калибров применимы только для определенных типов станов и условий нагрева заготовки. При выборе формы калибра необходимо обязательно учитывать форму боковой грани сляба, так как данный фактор значительно влияет на образование

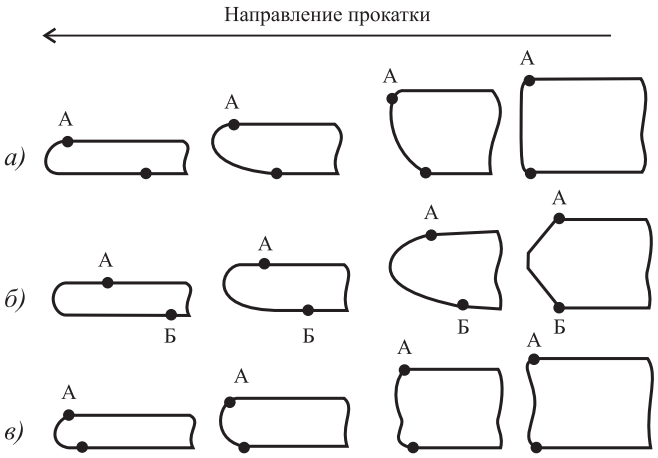


Рис. 1. Влияние различных калибровок эджерных валков на переход боковых граней сляба на контактную поверхность листа при неравномерном нагреве сляба:

а — плоская профилировка эджерных валков; *б* — вогнутая; *в* — выпуклая

дефектов в прикромочной зоне. Внедрение новой калибровки требует больших капиталовложений и времени на замену валкового комплекта.

На рис. 1 показана схема влияния профилировки эджерных валков на переход металла с боковых граней при прокатке сляба с неравномерным нагревом по толщине [14]. Буквами А, Б показано расположение угла сляба при прокатке. При наличии трещин на углах сляба при использовании вогнутой профилировки валков эджера месторасположение дефектов будет находиться на максимальном расстоянии от кромки (см. рис. 1, *а*), при выпуклой профилировке — на минимальном расстоянии от кромки (см. рис. 1, *в*).

Влияние износа калибра эджерного валка на образование прикромочных трещин. Анализ влияния выработки калибра эджерного валка на образование прикромочных трещин показал, что в процессе прокатки на поверхности дна калибра появляется сетка разгара, а на боковых гранях (у дна калибра) происходит налипание металла, которое образует острые вершины на поверхности.

На рис. 2, *а* видно, что острые выступы на полках калибра оставляют задиры на поверхности сляба, а на рис. 3, *а* — сетка разгара оставляет глубокие вдавы на узкой грани. При дальнейшем обжатии в клетях черновой и чистовой групп клетей стана горячей прокатки задиры (рис. 2, *б*) вытягиваются вдоль линии прокатки и трансформируются в дефект "волосовина", а наличие грубых задиров в прикромочной зоне может привести к появлению дефектов "закат" и "прикромочная трещина" (рис. 2, *в*).

В процессе прокатки вдавы, расположенные на узкой грани, полученные от сетки разгара калибра, при последующем обжатии вытягиваются вдоль направления прокатки и при дальнейшем обжатии в чистовой группе клетей перетекают на поверхность прокатываемой полосы. На рис. 3 показан процесс перехода дефектов с узкой грани сляба на поверхность прокатываемой полосы.

Причины возникновения неравномерности деформации и их влияние на образование дефектов в прикромочной зоне проката. При горячей прокатке главным условием протекания процесса является наличие трения. Трение имеет положительные и отрицательные стороны. При наличии контактного трения неравно-

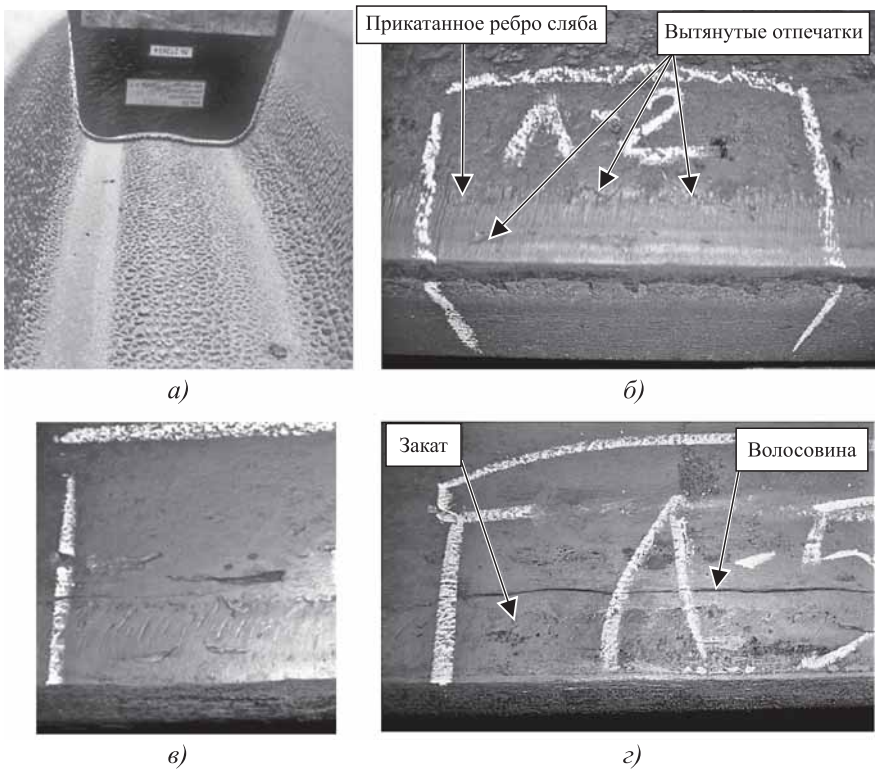


Рис. 2. Выработка рабочей поверхности валков эджера (*а*), следы задиров после обжатия в эджере (*б*), после 1-й (*в*) и 2-й клетей (*г*) черновой группы

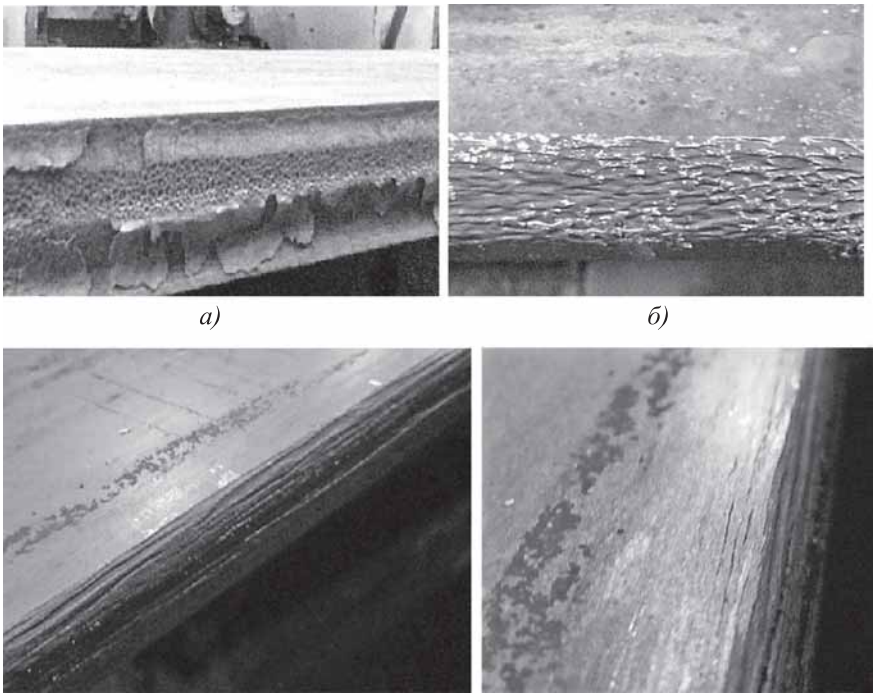


Рис. 3. Переход дефектов с узкой грани сляба на поверхность прокатываемой полосы:

а — следы сетки разгара калибра эджера на боковой грани сляба; *б*, *г* — расположение и форма дефектов после прокатки в черновой группе клетей, 1-й и 3-й клетей чистовой группы соответственно

мерность деформации повышается по мере роста сил трения [15—17].

С увеличением коэффициента трения повышается неравномерность деформации, бочкообразность боковой грани более ярко выражена, увеличивается площадь боковой грани, переходящей на контактную поверхность прокатываемой полосы (листа). На рис. 4 точками *A* и *A′* показаны места расположения торцов при осадке цилиндров на плитах с различной шероховатостью и с применением смазки.

На примере осадки свинцовых образцов на плитах с различной шероховатостью и с применением смазки показано, что с увеличением коэффициента трения бочкообразность кромки и переход боковой грани на поверхность заготовки имеют большее значение (см. рис. 4, *а*) [17].

Из-за влияния сил трения возле контактной поверхности инструмента и металла образуется зона затрудненной деформации. При прокатке если работа сил трения скольжения превышает работу внутренних сдвигов, то на части поверхности (или на всей поверхности) образуется зона прилипания. С повышением коэффициента внешнего трения зона прилипания увеличивается.

В средних слоях действуют силы трения скольжения, течение металла происходит в продольном и поперечном направлениях. При неравномерности деформации возникают растягивающие напряжения на пересечении этих зон [15—17]. В работах [15, 16] изучено течение металла при осадке цилиндров путем нанесения координатных сеток (рис. 5, *а*).

При сравнении формы различных ячеек после осадки цилиндра видно, что по центру контактных поверхностей ячейки получили минимальную деформацию, так как находятся в условиях всестороннего сжатия и становятся более жесткими. По мере перехода к краям контактных поверхностей ячейки имеют меньшую жесткость и значительную степень формоизменения. На рис. 5, *а* показано, как в процессе осадки цилиндра происходит разгибание угла цилиндра и его

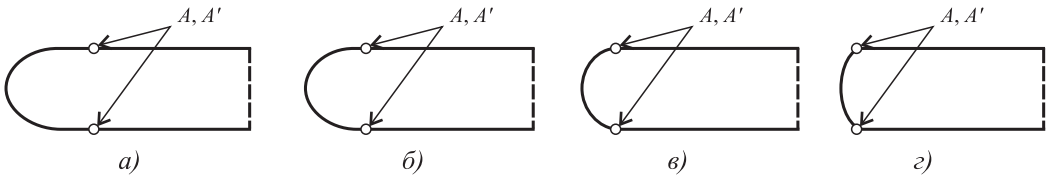


Рис. 4. Стадии перехода и бочкообразования боковых граней при осадке на плитах с различными значениями параметра шероховатости *Ra*:

а — 12,5 мкм; *б* — 0,25 мкм; *в* — 0,125 мкм; *г* — 0,025 мкм с применением смазки

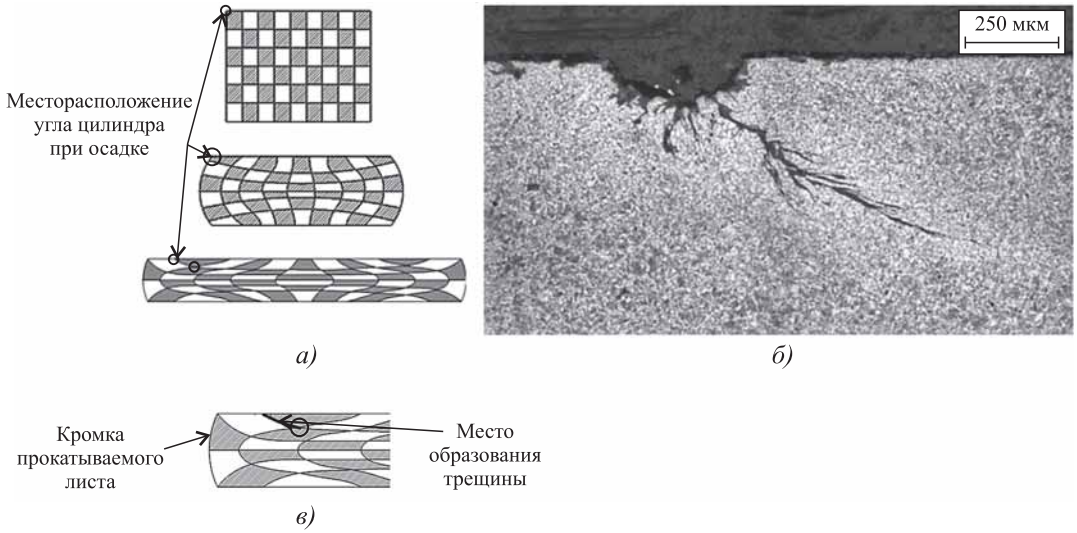


Рис. 5. Осадка цилиндра с нанесенной координатной сеткой (*а*), вид прикромочных трещин (*б*), место образования трещины (*в*)

последующее перетекание на поверхность цилиндра.

На расстоянии 1,1...1,3 от кромки (см. рис. 5, *а*) находится точка пересечения областей затрудненной и свободной деформации. В этой точке неравномерность деформации максимальна [18].

Как указано ранее, при больших значениях контактного трения боковая грань переходит на поверхность заготовки. При наличии дефектов на узкой грани сляба или образовании дефектов во время разгиба углов сляба (за счет потери пластичности) раскрытие дефектов происходит по линии пересечения зон свободной и затрудненной деформации (рис. 5, *в*).

При металлографическом исследовании дефектов в прикромочной зоне выявлены следующие закономерности: трещины в прикромочной зоне преимущественно имеют вершину на поверхности и уходят по касательной вглубь (рис. 5, *б*) в сторону центральной части прокатываемого листа (есть также незначительные трещины, направленные в обратную сторону, которые распространяются на небольшую глубину до 18...25 мкм).

Вследствие потери пластичности или наличия дефекта в данной зоне, где наблюдается максимальная неравномерность деформации, возможно образование прикромочных трещин. Чем больше коэффициент трения, тем выше неравномерность деформации в прикромочной зоне, при наличии дефектов (внутренних, поверхностных) вероятность образования трещин значительно увеличивается.

Способы уменьшения влияния неравномерности деформации на образование дефектов в прикромочной зоне проката. При горячей прокатке листового и рулонного проката основными факторами, приводящими к повышению неравномерности деформации, являются высокие значения коэффициента внешнего трения между рабочими валками и прокатываемым металлом, потеря температуры и пластичности на прикромочных участках заготовки [15—17].

При транспортировке раската от черновой группы клетей к чистовой группе происходит потеря температуры путем теплоотдачи тепла в атмосферу. Кромки прокатываемой полосы всегда остывают быстрее. За счет теплоотдачи более горячих средних слоев металла середина поверхности листа всегда горячее, чем на кромках.

На зарубежных станах широко применяют систему интенсивного охлаждения раската. В основном, данную систему применяют на всех современных литейно-прокатных комплексах.

В России на непрерывных широкополосных станах систему интенсивного охлаждения полосы применяют только на литейно-прокатном комплексе АО "ВМЗ". Данная технология

является перспективной, позволяет с высокой точностью получить необходимую температуру начала проката в чистовой группе клетей для арктических марок сталей категорий прочности Х60—Х70.

Использование системы интенсивного охлаждения раската и наличие остатков воды на поверхности листа (полосы) приводят к увеличению разницы температуры по сечению. С вводом в работу системы промежуточного охлаждения на классических станах (после модернизации) при остывании кромки подката перед чистовой группой есть вероятность появления дефектов типа "прикромочная трещина" при производстве листового проката. В России исследований по этому вопросу практически нет.

Для выравнивания температуры по сечению раската перед прокаткой в чистовой группе клетей на промежуточном рольганге устанавливают тепловые экраны, индукционные нагреватели кромок листа, системы промежуточной перемотки "Койл-бокс", подогреваемые рольганги с газовыми горелками и др. [19]. При использовании данных агрегатов значительно снижается разница температуры по сечению и длине раската. Система индукционного нагрева кромок позволяет снизить потерю температуры на краях раската перед входом в чистовые клети.

Для исключения попадания воды на поверхность проката особое внимание необходимо уделить качественной работе проводковой арматуры и систем удаления воды с поверхности проката. Удаление воды с поверхности листа позволяет уменьшить разницу температуры по сечению. Такими системами удаления воды оснащены все современные прокатные станы.

Основными способами снижения влияния коэффициента трения являются повышение качества поверхности инструмента и применение технологических смазок. Применение технологических смазок может снизить коэффициент трения в 5—6 раз, способствует увеличению стойкости комплекта рабочих валков, прокатываемой кампании на одном комплекте на 30...100 %, уменьшению силы прокатки и затрат электроэнергии на 4...16 %, снижению температуры валков на 6...21 °С и разности температур по длине бочки на 10...17 °С [19].

Заключение. На основе проведенного литературного обзора во 2-й части статьи выявлены пути снижения дефектов прокатного происхождения, формирующихся в прикромочной зоне различного марочного сортамента в условиях толстолистовых, широкополосных станов и литейно-прокатных комплексов.

Самый распространенный дефект в прикромочной зоне — прикромочная трещина. Зарождение дефекта, как было показано в 1-й части статьи, может происходить в процессе затвердевания жидкой стали при разливке сляба, а также при производстве проката. Влияние на образование исследованных дефектов могут оказывать форма исходной заготовки (наличие выпуклости и острых углов на узкой грани сляба), износ эджерных валков (появление сетки разгара) и налипание металла на боковые полки калибра эджера.

На поверхности узкой грани сляба после обжатия в эджере остаются глубокие вдавы, которые при дальнейшем обжатии вытягиваются вдоль направления прокатки полосы, переходят на поверхность проката (вследствие наличия контактного трения). На поверхности сляба остаются задиры от налипших частиц металла на боковых полках калибра.

Наличие неравномерности деформации на кромках проката приводит к раскрытию данных дефектов в трещины. Неравномерность деформации связана с наличием контактного трения между валком и заготовкой. При снижении контактного трения неравномерность деформации уменьшается.

Основные способы уменьшения влияния дефектов сляба и износа калибра эджера при производстве проката:

- увеличение износостойкости валков эджера;
- уменьшение влияния выпуклости узкой грани сляба путем профилирования валков эджера;
- уменьшение влияния неравномерности деформации за счет уменьшения контактного трения (например, применение технологических смазок) и выравнивания температуры по сечению подката (например, применение подогреваемых рольгангов).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **А. с. 1458039 СССР, МПК, В 21 В 27/02.** Вертикальный валок широкополосного стана горячей прокатки / Л.В. Тимошенко, В.И. Хохлов, В.Л. Мазур и др. // Открытия. Изобретения. Промышленные образцы. Товарные знаки. 1989. № 6.
2. **А. с. 1708458 СССР, МПК, В 21 В 27/02.** Прокатный валок вертикальной клети / В.В. Оробцев, Е.А. Руденко, И.А. Бобух и др. // Бюллетень изобретений. 1992. № 4.
3. **А. с. 1777567 СССР, МПК В 21 В 27/02.** Комплект валков / Д.Л. Романовский, Л.Ш. Новак, С.Г. Краснов и др. // 1992. № 43.
4. **Тимошенко Л.В., Логак О.Н., Мазур В.Л.** Современные способы уменьшения концевой обрези раскатов на широкополосных станах горячей прокатки // Бюллетень Черметинформация. 1989. № 3.
5. **Заявка 60-118305 Японии, МКИ В 21 В 1/22.** Метод горячей деформации сляба / Takebayfshi Katsuhiro, Kusaba Takashi, Kataoka Kenji. Опубл. 25.06.1985.
6. **Заявка 06069967 Японии, МКИ В 21 В 27/02, В 21 В 1/02.** Вертикальный валок с ручьями для обжатия плоской заготовки с боковой стороны / Sakai Hiroyushi, Azuma Shozo, Miyake Masaru и др. // Изобретения стран мира. 2000. № 18.
7. **Пат. 2277021 РФ, МПК В 21 В 1/22.** Способ листовой прокатки и устройство для его реализации / Н.Б. Скороходов, В.В. Глухов, В.С. Смирнов и др. // БИПМ. 2006. № 15.
8. **Салганик В.М., Кульпин Е.В.** Формирование ширины полос при горячей прокатке // Черметинформация. Сер. Прокатное производство. 1989. Вып. 2.
9. **Пат. 2277021 РФ, МПК В 21 В 1/22.** Способ листовой прокатки и устройство для его реализации / Н.Б. Скороходов, В.В. Глухов, В.С. Смирнов и др. // БИПМ. 2006. № 15.
10. **А. с. 1523203 СССР, МПК В 21 В 27/02.** Вертикальный валок широкополосного стана горячей прокатки / Л.В. Тимошенко, В.И. Хохлов, Г.В. Рассомахин и др. // Открытия. Изобретения. Промышленные образцы. Товарные знаки. 1989. № 43.
11. **А. с. 1603595 СССР, МПК В 21 В 27/02.** Вертикальный валок / А.Л. Слючаренко, В.В. Лашин, А.И. Баканов и др. // Бюллетень изобретений. 1994. № 21.
12. **А. с. 755350 СССР, МПК В 21 В 27/02.** Вертикальный валок для деформации боковых кромок сляба / А.В. Бирюлев, В.К. Воронцов, А.Л. Слюсаренко и др. // Открытия. Изобретения. Промышленные образцы. Товарные знаки. 1980. № 30.
13. **А. с. 1599139 СССР, МПК В 21 В 27/02.** Комплект вертикальных валков эджерных клетей широкополосного стана горячей прокатки / Л.В. Тимошенко, В.И. Хохлов, А.Д. Белянский и др. // Открытия. Изобретения. Промышленные образцы. Товарные знаки. 1990. № 38.
14. **Шабалов И.П., Щафигин З.К.** Обобщение исследований по снижению затрат при производстве толстолистовой стали на реверсивном и планетарном станах. М.: Теплоэнергетик, 2003.
15. **Тарновский И.Я.** О теории жестких концов И.М. Павлова // Сталь. 1952. № 11.
16. **Павлов И.М.** Теория прокатки и основы пластической деформации металлов. М., 1938.
17. **Павлов И.М.** Теория прокатки. М.: Металлургиздат, 1950.
18. **Охрименко Я.М.** Технология кузнечно-штамповочного производства. М.: Машиностроение, 1966. 548 с.
19. **Грудев А.П., Машкин Л.Ф, Ханин М.И.** Технология прокатного производства. М.: Металлургия, 1994. 656 с.
20. **Матвеев М.А.** Физико-механический анализ причин образования прикромочных трещин в горячекатаных листах из трубных сталей: дис. ... канд. техн. наук / Санкт-Петербургский государственный политехнический университет. СПб., 2014. 202 с.

Андрей Владимирович Даниленко,
zz-top_@mail.ru;
Вениамин Аркадьевич Скуднов, д-р техн. наук;
Александр Вадимович Мунтин, канд. техн. наук;
Виталий Владимирович Науменко, канд. техн. наук

УДК 669.017

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

Лазерное поверхностное легирование титана и его сплавов марганцем и железом

Изложены закономерности формирования состава, структуры и свойств поверхности титана и его сплавов при лазерном легировании марганцем, железом или марганцем и железом совместно. Проанализированы особенности формирования фазового состава зоны оплавления при лазерном легировании титана.

Ключевые слова: титан; титановые сплавы; поверхность; лазерное легирование; структура; свойства.

Composition, structure and properties of titanium and titanium alloys surface forming regularities upon manganese, iron or manganese and iron laser alloying are accounted. The features of phase composition of melting zone at laser alloying of titanium are analyzed.

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

Структуру и свойства поверхностного слоя титановой подложки (титан ВТ1-0) при *лазерном поверхностном легировании* (ЛПЛ) марганцем, железом и совместно марганцем и железом исследовали после обработки на установке непрерывного действия "Катунь".

Режимы при легировании марганцем: мощность лазерного излучения $P = 220$ Вт (диаметр пучка лазерного луча 2,5 мм), скорости лазерной обработки $v_л = 0,5$ и 1,66 мм/с; при легировании железом: $P = 630$ Вт, $v_л = 0,5$ и 1,66 мм/с; при совместном легировании марганцем и железом: $P = 220$ Вт, $v_л = 0,5$ и 3,3 мм/с.

Толщина исходного гальванического покрытия поверхности титана марганцем, железом или двумя этими металлами составляла 10 мкм.

ЛПЛ марганцем подвергали также сплав ВТ9 при $P = 220$ Вт и $v_л$ от 0,166 до 3,3 мм/с.

Указанные режимы ЛПЛ устанавливали экспериментальным путем, исходя из условий обеспечения образования ванны расплава (верхний предел скорости лазерной обработки) и получения требуемого качества поверхности (нижний предел скорости лазерной обработки) [1—9].

Верхний предел скорости лазерной обработки должен обеспечить плавление исходного покрытия и образование зоны расплава глубиной не менее 20...30 мкм. Нижний предел скорости должен исключить недопустимое испарение металла и обеспечить формирование легированного поверхностного слоя с улучшенной структурой и свойствами.

Характеристики зоны оплавления титана ВТ1-0 при ЛПЛ марганцем, железом и совместно марганцем и железом приведены в таблице.

Установлено, что после ЛПЛ марганцем поперек полосы упрочнения при рассматриваемых скоростях провалов значений микротвердости в центральной области расплава не наблюдается. Увеличение микротвердости по всей ширине дорожки происходит примерно на одно и то же значение и достигает 8000...8200 МПа при $v_л = 1,66$ мм/с и 7400...7600 МПа при $v_л = 0,5$ мм/с. Микротвердость поверхности титана без ЛПЛ составляет 1800 МПа.

Характеристики зоны оплавления на поверхности титана ВТ1-0 при лазерном поверхностном легировании

Легирующий элемент	Скорость лазерной обработки, мм/с	Глубина зоны оплавления, мкм	Содержание легирующего элемента в зоне оплавления, %	Микротвердость на поверхности зоны оплавления, МПа	
				Центральная область	Периферийная область
Марганец	0,5	50	12	7400...7600	7400...7600
	1,66	65	15	8000...8200	8000...8200
Железо	0,5	128	8,3	5000...5200	9000...10 000
	1,66	50	20,0	8900...9100	8900...9100
Марганец + железо	0,5	120	13	10 400...10 600	10 400...10 600
	3,3	25	8	2400...2500	2400...2500

После ЛПЛ железом изменение микротвердости на поверхности зоны легирования поперек лазерной дорожки при сопоставляемых скоростях лазерной обработки имеет различный характер [2].

При скорости $v_л$ = 0,5 мм/с наблюдается различный прирост микротвердости по ширине лазерной дорожки, что обусловливается механизмом формирования слоистой структуры, когда распределение энергии и температуры в начальный момент имеет максимум на поверхности и в центре пятна, что приводит к образованию структуры перегрева, для которой характерно значительное снижение микротвердости (до 5000 МПа).

При увеличении скорости лазерной обработки до 1,66 мм/с время воздействия снижается, что не приводит к резкому возрастанию температуры в зоне воздействия и образованию неравновесной структуры. Для данной скорости по ширине лазерной дорожки наблюдается практически одинаковая микротвердость ~9000 МПа.

При ЛПЛ совместно марганцем и железом на поверхности оплавления микротвердость также распределена равномерно.

Характерной особенностью ЛПЛ титана совместно марганцем и железом является то, что увеличение микротвердости поверхности ванны расплава происходит при относительно меньшей скорости лазерной обработки. Объясняется это тем, что железо обладает сравнительно высокой температурой плавления, и большее значение скорости из-за малого времени теплового воздействия не обеспечивает достаточной температуры для образования ванны расплава и зоны оплавления.

При скорости лазерной обработки 3,3 мм/с повышение микротвердости незначительное и практически стабильно по глубине ванны расплава и зоне термического влияния (рис. 1, кривая *2*). Уменьшение скорости до 0,5 мм/с приводит к образованию зоны расплава с микротвердостью 10 400...10 600 МПа на поверхности (кривая *1*).

Увеличение микротвердости поверхностного слоя после ЛПЛ марганцем подтверждено также результатами рентгеноструктурного анализа (рис. 2): наличием β-фазы, интерметаллидов $(Mn_{1-2}Ti)\delta$; (MnTi)T; γ-$Mn_{1-2}Ti$; (MnTi)8H, насыщением поверхности азотом.

Небольшой рост микротвердости по сравнению с другими легирующими элементами (например, никелем [1]) объясняется образованием α″-фазы, снижающей прочностные характеристики. "Расщепление" интерференционных линий (010), (011), (012) α-фазы титана

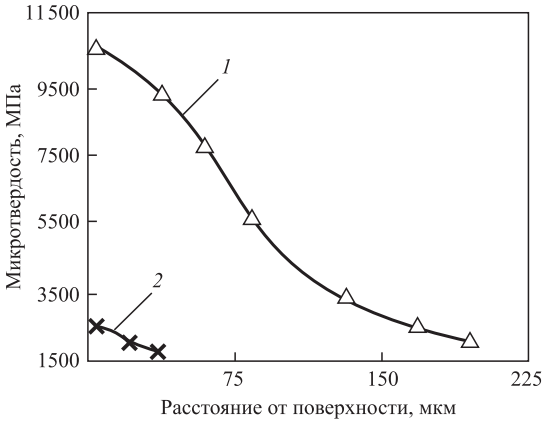


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине ванны расплава и зоне термического влияния титана после ЛПЛ (Mn + Fe) при скорости лазерной обработки 0,5 (*1*) и 3,3 мм/с (*2*)

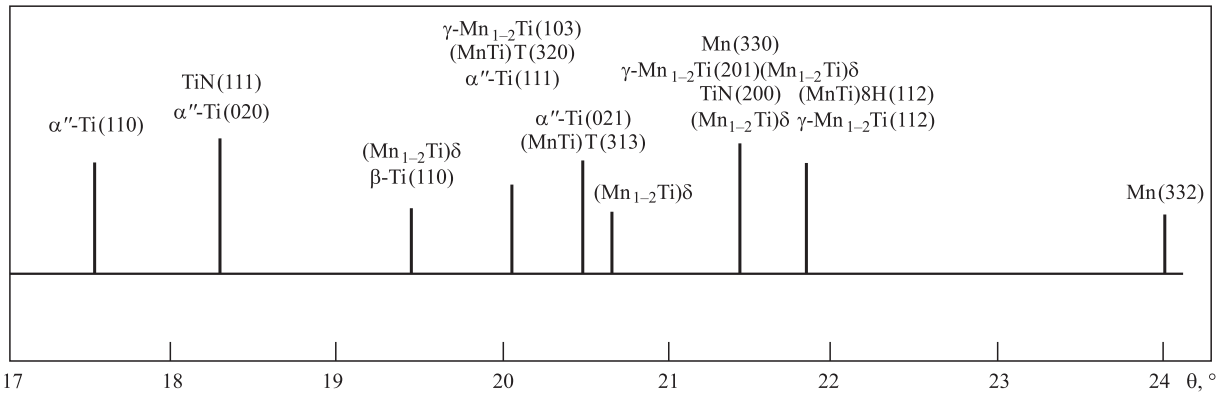


Рис. 2. Штрихрентгенограмма титана после лазерного поверхностного легирования марганцем

и появление линий со структурой α″-фазы наблюдаются при всех исследуемых режимах.

Проведено сравнение интенсивностей линий интерметаллидов и нитрида титана при покрытии марганцем для различных скоростей лазерной обработки. Отмечено возрастание интенсивностей линий указанных интерметаллидов при $v_л$ = 1,66 мм/с, что обусловлено повышением степени насыщения титановой матрицы легирующим элементом. Но при скорости $v_л$ = 0,5 мм/с, соответствующей большему времени нагрева, происходит увеличение обогащения поверхности нитридом титана TiN, о чем свидетельствует возрастание интенсивностей его линий (111) и (200).

На рентгенограммах, снятых с поверхности образцов титана ВТ1-0, подвергнутых ЛПЛ железом при $v_л$ = 0,5 и 1,66 мм/с, отмечены отражения от линий (100), (002), (101) α-Ti и (110) Fe [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 рентгенограммах также отмечено наличие β-фазы, "расщепления" гексагональной фазы нет. Выявлено наличие α′-фазы, о чем свидетельствует размытие характерных для гексагонального α-Ti интерференционных линий, расположенных под большими углами отражения, что связано с возникновением значительных упругих искажений кристаллической решетки.

Таким образом, "расщепление" интерференционных линий гексагональной α-фазы и образование α″-фазы наблюдаются при легировании титана марганцем для всех $v_л$ и при этом его атомный радиус 1,30 Å близок к атомному радиусу титана 1,45 Å. Отношение атомного радиуса титана к марганцу R_{Ti}/R_{Mn} = 1,11.

"Расщепление" α-фазы при ЛПЛ железом не наблюдается при всех режимах обработки, отношение R_{Ti}/R_{Fe} = 1,14. Ранее такие же результаты установлены и для ЛПЛ титана никелем [1], при этом R_{Ti}/R_{Ni} = 1,16.

Очевидно, что образование при ЛПЛ α′-фазы и (или) α″-фазы во многом определяется отношением атомного радиуса титана и легирующего элемента.

Результаты металлографического анализа показали, что при ЛПЛ титана марганцем в зоне оплавления для рассматриваемых $v_л$ образуются достаточно однородные квазиэвтектические структуры. Увеличение скорости лазерной обработки до 1,66 мм/с обеспечивает более мелкодисперсное строение с высокими значениями микротвердости. При ЛПЛ железом равномерная структура глобулярной квазиэвтектики формируется также при $v_л$ = 1,66 мм/с.

На рис. 3 показано изменение микротвердости при ЛПЛ поверхности титанового сплава ВТ9 марганцем в зависимости от скорости лазерной обработки и содержания легирующего элемента в зоне оплавления.

Максимальное повышение микротвердости получено при введении в поверхностный слой 5...6 % Mn вследствие образования ω-фазы, однако при этом следует ожидать резкого снижения пластичности и вязкости.

Можно предположить, что для повышения прочностных характеристик поверхностного слоя титанового сплава ВТ9, со-

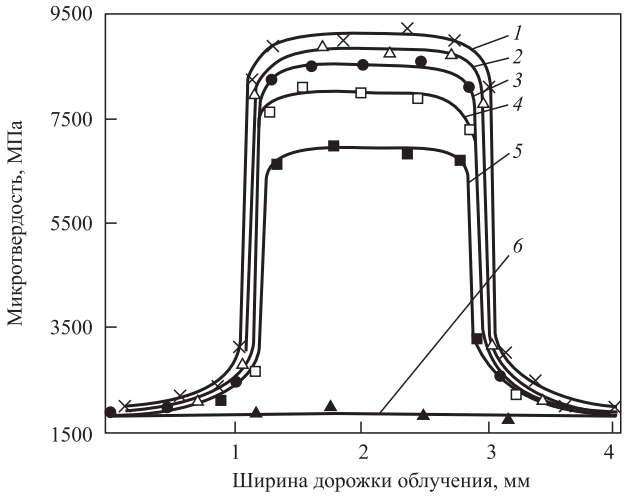


Рис. 3. Изменение микротвердости по ширине лазерной дорожки при легировании титанового сплава ВТ9 марганцем с мощностью *P* = 220 Вт в зависимости от скорости лазерной обработки и содержания легирующего элемента: *1* — 5,5 % Mn, 1,33 мм/с; *2* — 2 % Mn, 0,5 мм/с; *3* — 10 % Mn, 1,66 мм/с; *4* — 13 % Mn, 3,33 мм/с; *5* — 1,5 % Mn, 0,166 мм/с; *6* — исходная микротвердость

держащего 5...6 % Mn, более целесообразно легировать материал меньшим количеством β-стабилизирующего элемента (в частности, 2 %, см. рис. 3, кривая *2*).

Выводы

1. Равномерное максимальное повышение микротвердости по ширине лазерной дорожки при лазерном поверхностном легировании достигается при скорости лазерной обработки $v_л$ = 1,66 мм/с (легирование марганцем при мощности *P* = 220 Вт или железом при *P* = 630 Вт) и 0,5 мм/с (совместное легирование марганцем и железом при *P* = 220 Вт). При этом наибольший прирост микротвердости получен для совместного легирования (микротвердость поверхности зоны оплавления 10 400...10 600 МПа).

2. При лазерном поверхностном легировании марганцем в зоне оплавления установлено присутствие мартенситной α″-фазы, при легировании железом — α′-фазы. Образование той или иной мартенситной фазы обусловлено значением отношения атомного радиуса титана и легирующего элемента. Отношение атомного радиуса титана к марганцу R_{Ti}/R_{Mn} минимально и составляет 1,11.

3. Максимальная микротвердость при лазерном поверхностном легировании марганцем титанового сплава ВТ9 достигается при скорости $v_л$ = 1,33 мм/с и *P* = 220 Вт, что обеспечивает содержание марганца в зоне оплавления 5...6 %. Однако вследствие наличия ω-фазы и возможного охрупчивания поверхностного слоя более целесообразно использовать режим с $v_л$ = 0,5 мм/с (содержание марганца в зоне оплавления около 2 %).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Лазерное легирование никелем поверхности титана // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 6. С. 39—44.

2. **Муратов В.С., Морозова Е.А.** Лазерное легирование железом поверхности титана // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 8. С. 33—37.

3. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Лазерное легирование поверхности титана медью // Успехи современного естествознания. 2009. № 11. С. 71.

4. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Структура и свойства поверхности титана при лазерном легировании никелем // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 8. С. 67.

5. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Влияние лазерного легирования хромом на структуру и свойства поверхности титана // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 10. С. 74—75.

6. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Структура и свойства поверхности титана при лазерном легировании железом // Успехи современного естествознания. 2008. № 8. С. 95—96.

7. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Поверхностное лазерное легирование титанового сплава ВТ9 // Современные наукоемкие технологии. 2010. № 4. С. 62.

8. **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.

9. **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.

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

УДК 621.762; 620.178.4/.6

А.А. Бурков, С.А. Пячин, Н.М. Власова
(Институт материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН)

Жаростойкость и износ интерметаллидных электроискровых Ti_3Al-покрытий с различной концентрацией бора на титановом сплаве Ti6Al4V

Изучено влияние добавки карбида бора в составе электродных Ti_3Al-материалов на жаростойкость и износостойкость электроискровых покрытий на титановом сплаве Ti6Al4V. Методом рентгенофазового анализа исследован состав покрытий и электродных материалов, полученных методом порошковой металлургии. В составе электродов, изготовленных с добавкой карбида бора B_4C, наблюдали интерметаллид Ti_3Al, диборид титана TiB_2, карбид титана TiC и комплексный карбид $Ti_4Al_2C_2$. В составе покрытий преобладали бориды титана TiB и TiB_2, содержание которых увеличивалось с ростом концентрации добавки в составе электродов. При исследовании высокотемпературной газовой коррозии образцов при 900 °С получено, что покрытие с добавкой 10 % B_4C в 6 раз повышает жаростойкость титанового сплава Ti6Al4V. Износостойкость покрытий с добавкой 15 % B_4C при окислительно-адгезионном износе в 100 раз выше, чем у сплава без покрытий. Изучение стойкости образцов к абразивному изнашиванию относительно карбида кремния показало снижение износа с увеличением содержания бора в составе покрытий на основе Ti_3Al.

Ключевые слова: титановый сплав; Ti6Al4V; покрытия; электроискровая обработка; интерметаллид; Ti_3Al; карбид бора; борид титана; износостойкость; жаростойкость.

The effect of the addition of boron carbide in the composition of electrode Ti_3Al materials on the corrosion and wear resistance of electrospark coatings on the titanium alloy Ti6Al4V is studied. The composition of coatings and electrode materials obtained by the powder metallurgy method is studied by X-ray analysis. In the electrodes composition prepared with the addition of boron carbide B_4C, Ti_3Al intermetallic compound, titanium boride TiB_2, titanium carbide TiC and complex carbide $Ti_4Al_2C_2$ are observed. Titanium borides TiB and TiB_2 predominated in the coatings, the content of which increased with the concentration of the additive in the electrodes composition. Study of high-temperature gas corrosion of the samples at 900 °C showed that coating with addition of 10 % B_4C increases the corrosion resistance of Ti6Al4V titanium alloy by 6 times. The wear resistance of coatings with addition of 15 % B_4C in the oxidation-adhesive wear in 100 times higher than that of bare alloy. Study of the resistance of samples to abrasive wear relative to silicon carbide showed decrease in wear with increasing boron content in Ti_3Al-based coatings.

Keywords: titanium alloy; Ti6Al4V; coatings; electrospark deposition; intermetallic; Ti_3Al; boron carbide; titanium boride; wear resistance; corrosion resistance.

Введение. Титановые сплавы широко применяют в аэрокосмической, автомобильной, биомедицинской и других отраслях промышленности благодаря отличным физико-химическим свойствам: высоким удельной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости [1].

Однако титан характеризуется высокой вязкостью при трении, сравнительно низкой жаростойкостью и высокотемпературным охрупчиванием [2]. Для устранения этих недостатков и продления срока службы изделий титановые сплавы модифицируют путем изменения состава, структуры, процессов литья и т.д. [3—5], а также покрывают защитными пленками и слоями [6].

Интерметаллиды Ti—Al как материал для нанесения защитных покрытий на титановые сплавы имеют ряд преимуществ, поскольку обеспечивают высокую адгезию с подложкой и повышают устойчивость титана к воздействию высоких температур и агрессивных сред [7, 8]. Для нанесения Ti—Al-покрытий можно использовать различные физико-химические методы: вакуумно-дуговое испарение, ионную имплантацию, лазерную наплавку, газоплазменное напыление и др. [9—13].

В данной работе для формирования интерметаллидных покрытий применяли технологию *электроискрового легирования* (ЭИЛ), основанную на переносе материала с анода на

катод при импульсном воздействии электрических разрядов [14].

В последнее время исследователи активно изучают композиционные покрытия с включениями жаростойких и твердых компонентов, таких как оксиды [15, 16], нитриды [17, 18], карбиды [19] и бориды [12, 20], значительно повышающих устойчивость титанового сплава Ti6Al4V к высокотемпературной коррозии и износу. Поэтому *цель работы* — изучение жаростойкости и износостойкости интерметаллидных электроискровых Ti_3Al-покрытий с различной концентрацией карбида бора на титановом сплаве Ti6Al4V.

Материалы и методы исследования. Электродные материалы (аноды) были получены методом порошковой металлургии из порошка титана (х.ч.) и алюминиевой пудры ПАП-1 со средним диаметром частиц около 25 мкм. Порошки Ti и Al взяты в мольных долях 3:1, к ним добавлен порошок карбида бора B_4C в количестве 5; 10 и 15 % мас.

Полученную смесь перемешивали в шаровой мельнице РМ 400 в течение 4 ч в аргоне при частоте вращения 250 об/мин, после чего они были спрессованы и спечены при температуре 1400 °С в течение 3 ч в вакууме 1,3 Па с последующим охлаждением в печи. Электроды были получены в форме брусков с размерами 4×4×40 мм.

Покрытия наносили с помощью электроискровой установки IMES-40, разработанной в Институте материаловедения ХНЦ ДВО РАН, оснащенной ручным электродом инструментом с виброприводом. Частота следования разрядных импульсов прямоугольной формы 1 кГц, а длительность разрядов 100 мкс. Амплитуда импульсов тока (110 ± 10) А; межэлектродное напряжение (30 ± 5) В, частота колебаний вибратора 100 Гц.

Покрытия осаждали на шайбы диаметром 12 мм и высотой 5 мм из титанового сплава Ti6Al4V чистотой 99,9 % при обдуве аргоном.

Количество перенесенного с анода на катод вещества контролировали взвешиванием электродов через каждую минуту электроискровой обработки на весах Vibra HT с точностью 10^{-4} г.

Фазовый состав полученных покрытий изучали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 в Cu-K_α-излучении. Для идентификации линий рентгенограмм применяли программный пакет PDWin (НПП "Буревестник") и базу данных PDF-2 Международного центра дифракционных данных (ICDD).

Испытания полученных образцов на жаростойкость проводили в печи при температуре 900 °С на воздухе. Общее время тестирования 27 ч. Образцы выдерживали при заданной температуре в течение 2...7 ч, затем удаляли и охлаждали в эксикаторе с воздухом до комнатной температуры.

При испытании на окисление все образцы помещали в корундовый тигель для учета массы отслоившихся оксидов. Прирост массы для образцов измеряли на лабораторных весах с точностью 10^{-4} г.

Износостойкость покрытий согласно стандарту ASTM G99—04 исследовали при сухом скольжении с применением контртел в виде дисков из быстрорежущей стали Р6М5 на скорости 12 м/с при нагрузке 25 Н.

Стойкость покрытий к абразивному износу изучали при скорости трения 0,15 м/с при нагрузке 2,2 Н с использованием абразивных дисков на основе карбида кремния со средним размером зерна 0,2 мм. Изменение массы образцов измеряли на лабораторных весах с точностью 10^{-4} г.

В таблице приведены состав электродов и обозначения соответствующих покрытий на титановом сплаве Ti6Al4V.

Результаты и обсуждение. Фазовый состав электродов из титана и алюминия, а также с добавками 5; 10 и 15 % карбида бора B_4C приведен на рис. 1.

В процессе спекания порошков титана и алюминия формируется интерметаллид Ti_3Al (см. рис. 1 (Э0)). На рентгеновских дифрактограммах электродов с добавками карбида бора отсутствуют рефлексы карбида бора. Вместо него обнаружены фазы диборида титана TiB_2 и

Состав электродов и обозначения соответствующих покрытий на титановом сплаве Ti6Al4V

Электрод	Состав электрода, % мас.		Покрытие
	Ti_3Al	B_4C	
Э0	100	0	П0
Э5	95	5	П5
Э10	90	10	П10
Э15	85	15	П15

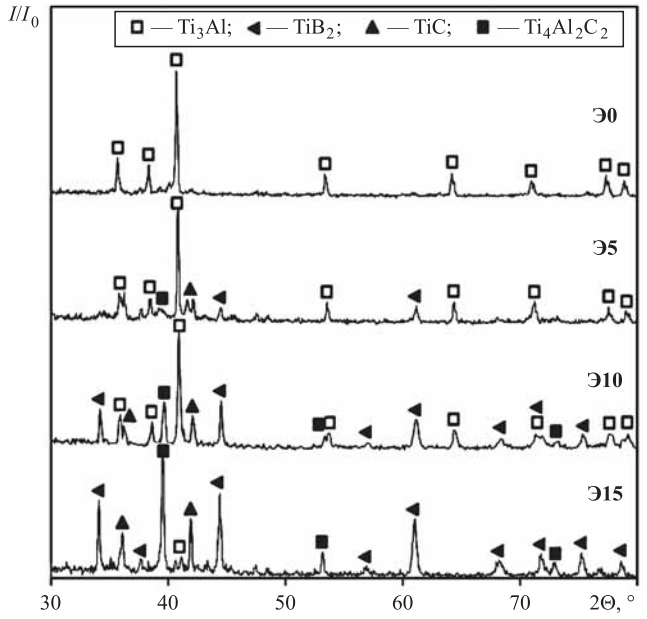


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы электродов

карбида титана TiC, которые сформировались в результате твердофазного взаимодействия титана и карбида бора в условиях спекания согласно реакции: $3Ti + B_4C = 2TiB_2 + TiC$; а также комплексный карбид $Ti_4Al_2C_2$. В составе электродов концентрация карбида и борида титана, а также карбида $Ti_4Al_2C_2$ повышалась с ростом концентрации карбида бора в исходных порошковых смесях (см. рис. 1).

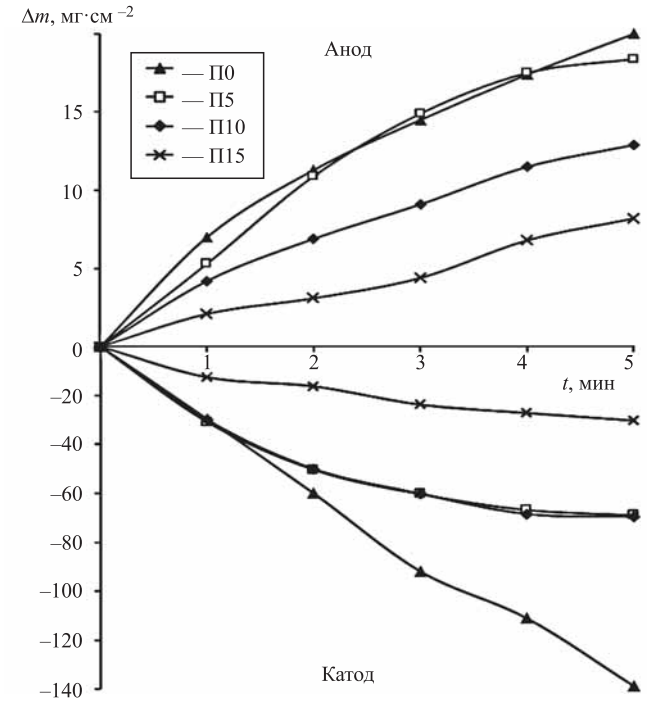


Рис. 2. Кинетика изменения массы электродов при ЭИЛ

В процессе ЭИЛ масса анодов уменьшалась, а масса катодов увеличивалась (рис. 2), что объясняется интенсивным разрушением анодного материала под действием электрических разрядов и частичным переносом его на катод. Характерно, что суммарные эрозия анода и привес катода за 5 мин обработки снижались с ростом концентрации добавки в составе электродов. Так, эрозия электрода Э15 в 4,5 раза меньше, чем у чистого Ti_3Al, а привес катода почти в 2,5 раза меньше.

Эффективность электроискрового осаждения покрытий (отношение привеса катода к эрозии анода) повысилась почти в 2 раза от 14 до 27 % при увеличении концентрации добавки в электродах.

Снижение скорости электроискровой эрозии анодных материалов с повышением содержания добавки из легких элементов бора и углерода обусловлено снижением плотности данных композиций, а также увеличением температуры плавления электродов. Оптимальное время осаждения Ti_3Al сплава с добавкой B_4C до наступления порога хрупкого разрушения не превышало 5 мин/см^2, поскольку при дальнейшей обработке у большинства образцов масса катода начинала снижаться.

В результате рентгенофазового анализа полученных покрытий установлено, что в составе покрытия П0 преобладала фаза Ti_3Al, также был обнаружен нитрид титана TiN. Наличие TiN в данном покрытии является результатом диффузии азота из воздуха сквозь обдувающий поток аргона в процессе ЭИЛ благодаря высокой чувствительности титана к азоту (рис. 3, спектр П0).

В покрытии П5 преобладал моноборид титана TiB, который образуется при взаимодействии диборида титана TiB_2, содержащегося в электроде, с титаном подложки и его частичном превращении в удвоенное количество моноборида титана согласно следующей реакции: $TiB_2 + Ti = 2TiB$.

Однако при дальнейшем повышении концентрации бора в электродах рефлексы TiB_2 возрастали на фоне TiB. На дифрактограммах покрытий, содержащих бор, наблюдали следы α-Ti (см. рис. 3, спектры П5—П15), это можно объяснить тем, что толщина данных слоев меньше глубины проникновения рентгеновского излучения. При этом наряду с алюминидом Ti_3Al обнаружен интерметаллид AlTi, более бедный титаном. Вероятно, это вы-

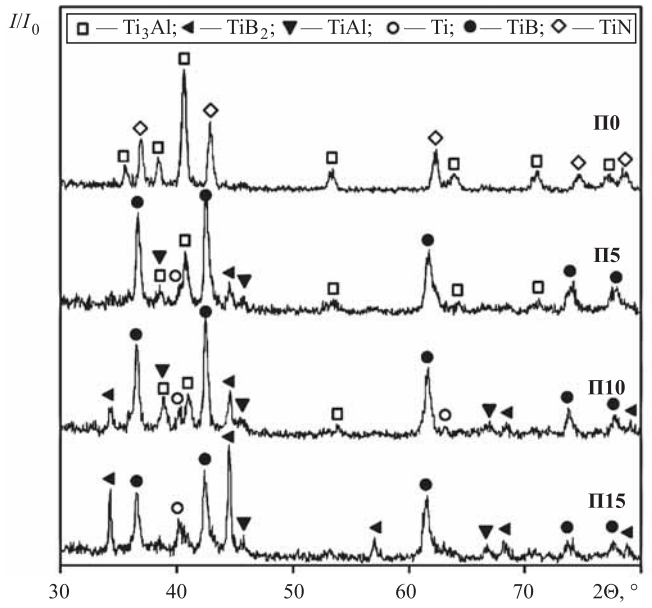


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы осажденных покрытий

звано разложением MAX-фазы $Ti_4Al_2C_2$, обнаруженной в электродах, под действием высоких температур в области воздействия разряда, что согласуется с результатами работы [21]. В электроде и покрытиях оксид алюминия, характерный для данных систем, не наблюдали, что связано с флюсующим действием бора.

Жаростойкость титанового сплава ВТ20 с электроискровыми покрытиями при температуре 900 °С приведена на рис. 4. При продолжительном изотермическом нагреве в воздухе установлено непрерывное увеличение масс испытуемых образцов по параболическому закону [22]. Причиной такого прироста массы является образование оксида титана TiO_2 в модификации рутила [16].

За 27 ч испытаний образцы с покрытиями подверглись коррозии значительно меньше в сравнении со сплавом Ti6Al4V без покрытия, несмотря на высокий параметр шероховатости образцов с покрытиями Ra = 3...6 мкм. Прирост массы образца П0 в 3 раза меньше, чем у сплава Ti6Al4V, а борсодержащие образцы окислились в 4,8—6 раз меньше. Образец с добавкой 10 % B_4C обладает лучшей жаростойкостью, однако учитывая погрешность измерений, все покрытия с добавкой окислялись примерно с одинаковой скоростью (см. рис. 4).

Таким образом, добавка карбида бора в электрод на основе интерметаллида Ti_3Al почти в 2 раза повышает жаростойкость осаждаемых электроискровых Ti_3Al-покрытий на титановом сплаве при температуре 900 °С.

В ходе испытания образцов при сухом трении скольжения относительно стали Р6М5 установлено, что суммарный износ покрытий за 11 км пути скольжения от 30 до 100 раз меньше, чем сплава Ti6Al4V (рис. 5).

Максимальный износ 3,1 мг получен для образца П10. Однако, как видно на рис. 6, скорость его износа снижалась с ростом пути

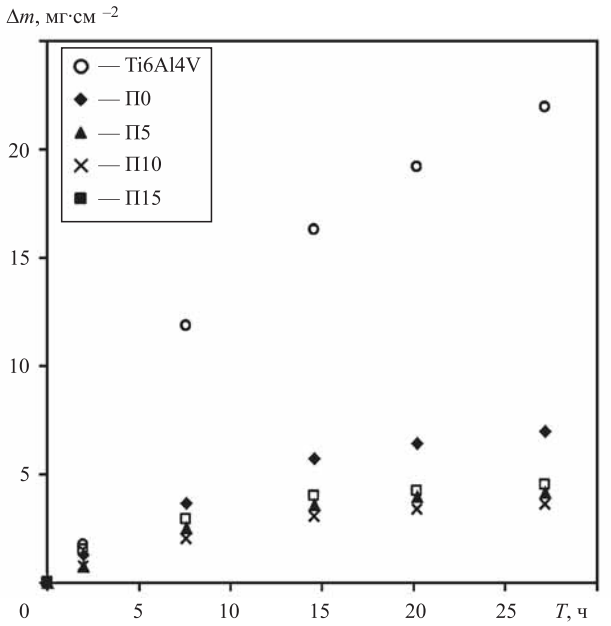


Рис. 4. Жаростойкость покрытий по сравнению с титановым сплавом

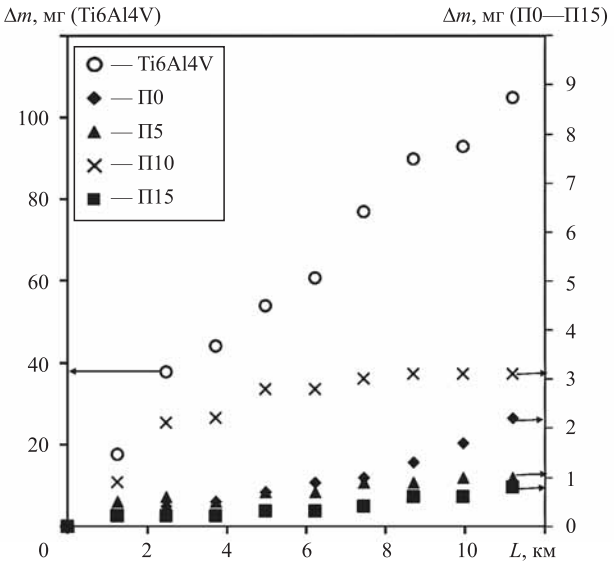


Рис. 5. Зависимость износа сплава Ti6Al4V и ЭИЛ-покрытий от пути сухого трения относительно контртела из стали Р6М5

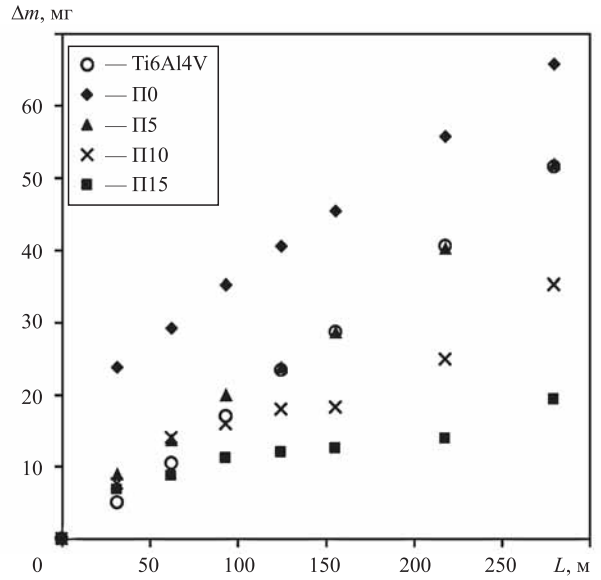


Рис. 6. Зависимость износа сплава Ti6Al4V и ЭИЛ-покрытий от пути сухого абразивного трения относительно контртела на основе карбида кремния

трения, что можно объяснить уменьшением его параметра шероховатости по мере износа. По мере изнашивания выступающих участков площадь истираемой поверхности увеличивалась, а удельная нагрузка износа снижалась.

Минимальному износу подвергся образец П15 с максимальным содержанием бора. Немного больше износилось покрытие П5. Покрытие П0 на основе Ti_3Al имеет хорошую износостойкость до ~7 км скольжения, а затем скорость его износа стала увеличиваться. Это свидетельствует о том, что покрытия на основе Ti_3Al с различной концентрацией B_4C значительно повышают устойчивость титанового сплава Ti6Al4V к трению скольжения относительно быстрорежущей стали.

Испытания при сухом трении скольжения относительно абразивного диска из карбида кремния показали, что с увеличением содержания добавки в покрытии его износ снижался (см. рис. 6). Износ покрытия П0 без добавки после 280 м пути скольжения был выше, чем у сплава Ti6Al4V. Хотя судя по наклону кривых П0 и Ti6Al4V на рис. 6 скорость износа образца без добавки после 30 м трения была ниже, чем у сплава без покрытия.

Из результатов испытаний на износ следует, что покрытия на основе Ti_3Al с добавкой карбида бора B_4C превосходно защищают сплав Ti6Al4V от износа относительно стали Р6М5 и в меньшей степени от абразивного износа.

Различие в трибологическом поведении данных пар трения обусловлено разными механизмами износа. При трении относительно сплава Р6М5 реализуются окислительный и адгезионный механизмы износа [23]. При окислительном износе доминирует химическая реакция поверхностного слоя атомов, контактирующего с контртелом, с кислородом воздуха, продукты которой удаляются по мере трения в виде оксидов.

Данные по жаростойкости свидетельствуют о большей устойчивости образцов с покрытиями к окислению, а наличие карбидов обеспечивает большую устойчивость поверхности покрытий к адгезионному износу. Высокая вязкость титана обусловила его сильный износ. При использовании абразивного диска реализуется абразивный износ, при котором только твердость и прочность материала обеспечивают его износоустойчивость. Соответственно, образцы с большим содержанием боридов показали лучшую износостойкость.

Заключение. Методом порошковой металлургии получены электроды на основе интерметаллида титана-алюминия Ti_3Al с добавкой 5...15 % карбида бора B_4C. В составе электродов, изготовленных с добавкой карбида бора, наблюдали борид титана TiB_2, карбид титана и комплексный карбид $Ti_4Al_2C_2$ вместо карбида бора. В составе покрытий, полученных с применением электродов, содержащих добавку, преобладали бориды титана TiB и TiB_2, содержание которых повышалось с ростом концентрации добавки в составе электродов.

Жаростойкость покрытия при температуре 900 °С с добавкой 10 % B_4C в 2 раза выше, чем у покрытия из чистого интерметаллида Ti_3Al и в 6 раз выше, чем у сплава Ti6Al4V. Стойкость покрытия с добавкой 15 % B_4C к безабразивному износу относительно стали Р6М5 в 100 раз выше, чем у сплава без покрытия. Износостойкость покрытий к абразивному износу повышалась с увеличением содержания бора в их составе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Fretting** Fatigue in Aircraft Components. Made of Ti—Al—V Alloys / M. Sujata, M. Madan, K. Raghavendra, S.K. Bhaumik // Procedia Engineering. 2013. Vol. 55. P. 481—486.

2. **Горынин И.В., Чечулин Б.Б.** Титан в машиностроении. М.: Машиностроение, 1990. 400 с.

3. **Имаев В.М., Имаев Р.М., Оленева Т.И.** Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ-TiAl сплавов // Письма о материалах. 2011. Т. 1. № 1. С. 25—31.

4. **Формирование** термически стабильной структуры в титановом сплаве с повышенным содержанием алюминия при термоводородной обработке / А.А. Ильин, С.В. Скворцова, О.Н. Гвоздева, В.А. Пожога // Титан. 2012. № 2 (36). С. 4—10.

5. **Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев Р.З.** Наноструктурные титановые сплавы: новые разработки и перспективы применения // Российские нанотехнологии. 2014. Т. 9. № 5—6. С. 84—95.

6. **Исследование** жаростойкости и кинетики изменения элементного состава композиции из титанового сплава ВТ4-1 с жаростойкими покрытиями / Д.А. Александров, С.А. Мубояджян, А.М. Гаямов, Д.С. Горлов // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S5. С. 61—66.

7. **Leyens C., Peters M., Kaysser W.A.** Intermetallic Ti—Al coatings for protection of titanium alloys: oxidation and mechanical behavior // Surface and Coatings Technology. 1997. Vol. 94—95. P. 34.

8. **Исследование** износостойкости и жаростойкости электроискровых Ti—Al-покрытий на титановом сплаве / С.А. Пячин, А.А. Бурков, Т.Б. Ершова, Н.М. Власова, М.А. Теслина, Е.Р. Зайкова // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 8. С. 37—44.

9. **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.

10. **Kurzina I.A., Kozlov E.V., Sharkeev Yu.P. et al.** 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.

11. **Guo B., Zhou J., Zhang S. et al.** Phase composition and tribological properties of Ti—Al coatings produced on pure Ti by laser cladding // Applied Surface Science. 2007. Vol. 253. P. 9301—9306.

12. **Microstructure** and properties of TiB_2-TiB reinforced titanium matrix composite coating by laser cladding / Y. Lin, J. Yao, Y. Lei, H. Fu, L. Wang // Optics and Lasers in Engineering. 2016. Vol. 86. P. 216—227.

13. **Fayomi** Influence of SiC—Ti/Al on the Microstructural and Mechanical Properties of Deposited Ti—6V—4Al Alloy with Cold Spray Technique / K.E. Machethe, A.P.I. Popoola, D.I. Adebiyi, O.S.I. Fayomi // Procedia Manufacturing. 2017. Vol. 7. P. 549—555.

14. **Лазаренко Б.Р., Лазаренко Н.И.** Электроискровая обработка токопроводящих материалов. М.: АН СССР, 1958. 183 с.

15. **Antimicrobial** property, cytocompatibility and corrosion resistance of Zn-doped ZrO_2/TiO_2 coatings on Ti6Al4V implants / R. Wang, X. He, Y. Gao, X. Yao, B. Tang // Materials Science and Engineering C. 2017. Vol. 75. P. 7—15.

16. **Бурков А.А.** Повышение жаростойкости титанового сплава ВТ20 путем формирования композиционных электроискровых Ti_3Al + Al/Al_2O_3 покрытий // Письма о материалах. 2015. Т. 5. № 4 (20). С. 371—375.

17. **Jin J., Duan H., Li X.** The influence of plasma nitriding on microstructure and properties of CrN and CrNiN coatings on Ti6Al4V by magnetron sputtering // Vacuum. 2017. Vol. 136. P. 112—120.

18. **Microstructure** and high temperature oxidation resistance of in-situ synthesized TiN/Ti_3Al intermetallic composite coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding process / H. Liu, X. Zhang, Y. Jiang, R. Zhou // Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 670. P. 268—274.

19. **High-temperature** wear and oxidation behaviors of $TiNi/Ti_2Ni$ matrix composite coatings with TaC addition prepared on Ti6Al4V by laser cladding / Y.H. Lv, J. Li, Y.F. Tao, L.F. Hu // Applied Surface Science. 2017. Vol. 402. P. 478—494.

20. **Effect** of the content of B_4C on microstructural evolution and wear behaviors of the laser-clad coatings fabricated on Ti6Al4V / L.L. Bai, J. Li, J.L. Chen, J.Z. Shao, C.C. Qu // Optics and Laser Technology. 2016. Vol. 76. P. 33—45.

21. **Влияние** добавок оксидов и карбидов металлов на свойства интерметаллидных Ti_3Al электроискровых покрытий / С.А. Пячин, А.А. Бурков, Н.М. Власова, Е.А. Кириченко // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. Т. 13. № 2. С. 168—173.

22. **Young D.J.** High Temperature Oxidation and Corrosion of Metals. Elsevier Science S.A. London, 2008.

23. **In Situ** Synthesis and Characterization of Fe-Based Metallic Glass Coatings by Electrospark Deposition Technique / A.A. Burkov, S.A. Pyacin, M.A. Ermakov, A.V. Syuy // Journal of Materials Engineering and Performance. 2017. Vol. 26. P. 901—908.

Александр Анатольевич Бурков, канд. физ.-мат. наук,
burkovalex@mail.ru;
Сергей Анатольевич Пячин, канд. физ.-мат. наук;
Нурия Мунавировна Власова, канд. техн. наук

В.Ю. Лавриненко
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

XIV Международная научно-техническая конференция "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем" в Севастопольском государственном университете

С 11 по 15 сентября 2017 г. в Севастопольском государственном университете состоялась XIV Международная научно-техническая конференция "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем". Работа конференции проходила по следующим тематическим направлениям:

- динамика и прочность, надежность и долговечность механических и биомеханических систем;
- теоретическая и прикладная механика;
- машиностроительные технологии и инструменты;
- материалы конструкций и методы их исследования;
- автоматизация и управление производственными системами;
- диагностика технического состояния систем;
- энергетика механических систем.

В работе конференции приняли участие более 70 представителей научно-исследовательских организаций, вузов и промышленных предприятий, в том числе: Севастопольский государственный университет; Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана; Орловский государственный университет им. И.С. Тургенева; Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва; Всероссийский научно-исследовательский институт механизации сельского хозяйства, г. Москва; Московский политехнический университет; Волгоградский государственный технический университет; Государственный морской университет им. адмирала Ф.Ф. Ушакова, г. Новороссийск; Тульский государственный университет; Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева; Московский институт экономики и менеджмента; НИИ механики Национального исследовательского Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород; Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург; Владимирский государственный университет имени А.Г. и Н.Г. Столетовых; Институт природно-технических систем РФ, г. Севастополь; ОАО "Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова", г. Санкт-Петербург; Первый Московский государственный медицинский университет им. И.М. Сеченова; АО "Центральное конструкторское бюро морской техники "Рубин", г. Санкт-Петербург; ГНЦ РФ ФГУП "НАМИ", г. Москва; School of Environment, Beijing Normal University, China и др.

На заседании конференции было заслушано 92 доклада. Материалы конференции изданы в специальном номере научно-технического журнала "Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии", входящем в перечень ВАК РФ.

Большой интерес у участников конференции вызвали доклады, посвященные биомеханическим системам реконструкции человека ("Особенности проектирования биартикуляр-

ных и однополюсных эндопротезов тазобедренных суставов", авторы Пашков Е.В., Калинин М.И., Пахалюк В.И., Поляков А.М., Гайнулина Я.Н., Коваленко А.В., Севастопольский государственный университет; "Современные возможности 3D-печати в ревизионной хирургии тазобедренного сустава", авторы Мурылев В.Ю., Лычагин А.В., Рукин Я.А., Первый МГМУ им. И.М. Сеченова); содержащие решения задач динамики и прочности механических систем ("Конечно-элементная методика исследования деформирования и накопления повреждений в армокаменных конструкциях при динамических воздействиях", авторы Вуцин Л.И., Демарева А.В., Кибец А.И., Кибец Ю.И., Фролова И.А., НИИ механики ННГУ им. Н.И. Лобачевского), а также доклады, посвященные машиностроительным технологиям ("Повышение энергоэффективности технологических машин ударного действия", автор Лавриненко В.Ю., МГТУ им. Н.Э. Баумана; "Экспериментальное определение коэффициентов расхода элементов литниковых систем для отливок лопатка", авторы Шатульский А.А,, Акутин А.А., РГАТУ им. П.А. Соловьева; "Влияние исходного размера зерна титанового сплава ВТ1-00 на его износостойкость после облучения ионами меди", авторы Учеваткина Н.В., Жданович О.А., Слезко М.Ю., Овчинников В.В., Московский политехнический университет; "Влияние динамических характеристик системы "расточная головка—заготовка" на точность глубокого растачивания гильзы гидроцилиндра", авторы Кристаль М.Г., Горелова А.Ю., Волгоградский государственный технический университет) и др.

По результатам проведения XIV Международной научно-технической конференции было принято решение о целесообразности ежегодного проведения конференции в Севастопольском государственном университете по тематике: "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем" для обмена опытом, обсуждения и решения актуальных проблем биомедицинской и машиностроительной отраслей промышленности с участием ведущих специалистов, студентов, аспирантов и молодых ученых научно-исследовательских, учебных и производственных предприятий РФ и зарубежных стран.

Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р 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 17.08.2017. Подписано в печать 04.10.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.