

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

№ 8 (62)

2016

Издается с июля 2011 г.

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

Выходит при содействии Ассоциации технологов-машиностроителей

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИИ НАУКОЁМКИХ МАТЕРИАЛОВ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Витязь П.А., Сенють В.Т., Хейфец М.Л., Соболев С.Ф., Колмаков А.Г. Технологические основы синтеза композиционных наноструктурированных материалов на основе алюминиевых сплавов 3

Кочешков И.В. Особенности структуры волокнистого композитного материала с металлической матрицей, получаемого с использованием разных типов листовых полуфабрикатов 12

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В ЗАГОТОВИТЕЛЬНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Кузьмин В.И., Лысак В.И., Иваненко Е.А. Закономерности формирования биметаллических соединений при сварке взрывом с одновременной штамповкой 20

Лебедев В.А., Новиков С.В. Разработка алгоритма сложных колебаний для обеспечения сплошности дуговой наплавки 26

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК

Клепиков В.В., Черепашин А.А. Оптимизация процессов протягивания шлифовых отверстий и шлифования цилиндрических поверхностей закаленных зубчатых колес 32

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРО-ФИЗИКО- ХИМИЧЕСКОЙ И КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ

Приходько В.М., Фатюхин Д.С. Ультразвуковые технологии на современном этапе развития машиностроения 37

Горленко А.О. Повышение износостойкости поверхностей трения сферических подшипников скольжения финишным плазменным упрочнением 42

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК при Минобрнауки России изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по направлению 05.02.00 – Машиностроение и машиноведение

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале «Научноёмкие технологии в машиностроении», допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

Главный редактор

Заслуженный деятель науки и техники РФ
д.т.н., проф. СУСЛОВ А.Г.

Председатель редакционного совета

чл.-кор. РАН ПРИХОДЬКО В.М.

Зам. председателя редакционного совета

д.т.н., проф. ГРИГОРЬЯНЦ А.Г.

Редакционный совет:

д.ф.-м.н., проф. АМОСОВ А.П. (г. Самара)

д.т.н., проф. АРТЁМОВ И.И. (г. Пенза)

д.т.н., проф. БАЗРОВ Б.М. (г. Москва)

д.т.н., проф. БЕЛОВ В.Д. (г. Москва)

д.т.н., проф. БОЛДЫРЕВ А.И. (г. Воронеж)

д.т.н., проф. БОЧКАРЁВ П.Ю. (г. Саратов)

акад. НАН Беларуси

ВИТЯЗЬ П.А. (г. Минск, Беларусь)

д.т.н., проф. ДЁМИН В.А. (г. Москва)

д.т.н., проф. ЕМЕЛЬЯНОВ С.Г. (г. Курск)

д.т.н., проф. ЗУБАРЕВ Ю.М. (г. Санкт-Петербург)

д.т.н., проф. КИРИЧЕК А.В. (г. Брянск)

д.т.н., проф. КЛИМЕНКО С.А. (г. Киев, Украина)

чл.-кор. РАН ЛЫСАК В.И. (г. Волгоград)

д.т.н., проф. МАКАРОВ В.Ф. (г. Пермь)

д.т.н., проф. МАЛИКОВ А.А. (г. Тула)

д.т.н., проф. МИХАЙЛОВ А.Н. (г. Донецк, Украина)

д.т.н., проф. МОРОЗОВ В.В. (г. Владимир)

д.т.н., проф. МОТРЕНКО П.Д. (г. Ростов-на-Дону)

д.т.н., проф. ОЛЕЙНИК А.В. (г. Москва)

д.т.н., проф. ПОЛЕТАЕВ В.А. (г. Рыбинск)

д.т.н., проф. СИТНИКОВ А.А. (г. Барнаул)

д.т.н., проф. СМОЛЕНЦЕВ В.П. (г. Воронеж)

д.т.н., проф. СХИРТЛАДЗЕ А.Г. (г. Москва)

д.т.н., проф. ФАТЮХИН Д.С. (г. Москва)

д.т.н., проф. ХАНДОЖКО А.В. (г. Брянск)

д.т.н., проф. ХЕЙФЕЦ М.Л. (г. Минск, Беларусь)

д.т.н., проф. ХУДОБИН Л.В. (г. Ульяновск)

д.т.н., проф. ШАВРИН О.И. (г. Ижевск)

Редактор

ДЮБКОВА Н.В.

DOI:10.12737/issn.2223-4608

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении индекс по каталогу «Роспечать» 79195.

Тел. редакции: 8-903-592-87-39

E-mail: naukatm@yandex.ru

www.ntmash.tu-bryansk.ru

Журнал зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор).

Свидетельство о регистрации

ПН № ФС77-43337

SCIENCE INTENSIVE TECHNOLOGIES IN MECHANICAL ENGINEERING

№ 8 (62)

2016

Publishes from July 2011

MONTHLY SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

Comes out with assistance of Engineering Technologists Association

Editor-in-chief

Honoured Scientist and Engineer of Russia
d.en.s. SUSLOV A.G.

Chairman of Editorial Committee
m.-corr. RAS PRIHOD'KO V.M.

Chairman Assistant
d.en.s., prof. GRIGOR'YANTS A.G.

Editorial Committee:

d.p.-m.s., prof. AMOSOV A.P. (Samara)

d.en.s., prof. ARTEMOV I.I. (Penza)

d.en.s., prof. BAZROV B.M. (Moscow)

d.en.s., prof. BELOV V.D. (Moscow)

d.en.s., prof. BOLDYREV A.I. (Voronezh)

d.en.s., prof. BOCHKAREV P.Yu. (Saratov)

Acad. NAS of Belarus

VITYAZ' P.A. (Minsk, Belarus)

d.en.s., prof. DEMIN V.A. (Moscow)

d.en.s., prof. EMEL'YANOV S.G. (Kursk)

d.en.s., prof. ZUBAREV Yu.M. (St. Petersburg)

d.en.s., prof. KIRICHEK A.V. (Bryansk)

d.en.s., prof. KLIMENKO S.A. (Kiev, Ukraine)

m.-corr. RAS LYSAK V.I. (Volgograd)

d.en.s., prof. MAKAROV V.F. (Perm')

d.en.s., prof. MALIKOV A.A. (Tula)

d.en.s., prof. MIHAJLOV A.N. (Doneck, Ukraine)

d.en.s., prof. MOROZOV V.V. (Vladimir)

d.en.s., prof. MOTRENKO P.D. (Rostov-on-Don)

d.en.s., prof. OLEJNIK A.V. (Moscow)

d.en.s., prof. POLETAEV V.A. (Rybinsk)

d.en.s., prof. SITNIKOV A.A. (Barnaul)

d.en.s., prof. SMOLENCEV V.P. (Voronezh)

d.en.s., prof. SHIRTLADZE A.G. (Moscow)

d.en.s., prof. FATYUKHIN D.C. (Moscow)

d.en.s., prof. HANDOZHKO A.V. (Bryansk)

d.en.s., prof. HEJFETS M.L. (Minsk, Belarus)

d.en.s., prof. HUDOBIN L.V. (Ul'yanovsk)

d.en.s., prof. SHAVRIN O.I. (Izhevsk)

Editor

DJUBKOVA N.V.

DOI:10.12737/issn.2223-4608

Journal is spreaded on a subscription, witch can be issued in any post office (index on the catalogues: «Rospechat» 79195).

Editorial office Ph: 8-903-592-87-39

E-mail: naukadm@yandex.ru

www.ntmash.tu-bryansk.ru

The Journal is registered by the Federal Service for Supervision in the Sphere of Telecom, Information Technologies and Mass Communications of Russian Federation (ROSKOMNADZOR).

Registration certificate
ПИ № ФС77-43337

CONTENTS

SCIENCE INTENSIVE MATERIALS PROCESSING AND NANOTECHNOLOGIES

Vityaz P.A., Senyut V.T., Kheifets M.L., Sobol S.F., Kolmakov A.G.

Technological fundamentals of nano-structured composite synthesis based on aluminum alloys. 3

Kocheshkov I.V. Structural peculiarities in fibrous composite with metal matrix manufactured using various sheet half-finished products 12

SCIENCE INTENSIVE TECHNOLOGIES IN BLANK PRODUCTION

Kuzmin V.I., Lysak V.I., Ivanenko E.A. Regularities in bimetal joint formation at explosion welding with simultaneous punching 20

Lebedev V.A., Novikov S.V. Development of complicated oscillation algorithm for continuity assurance at arc welding deposition 26

SCIENCE INTENSIVE TECHNOLOGIES OF MACHINING

Klepikov V.V., Cherepakhin A.A. Optimization of spline hole broach processes and grinding of cylindrical surfaces in hardened cog-wheels 32

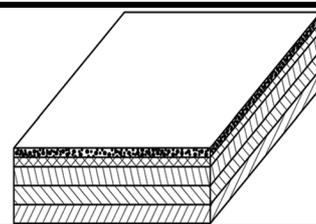
SCIENCE INTENSIVE TECHNOLOGIES OF ELECTROMACHINING AND COMBINED PROCESSING

Prihodko V.M., Fatyukhin D.S. Ultrasonic techniques at current stage of mechanical engineering development 37

Gorlenko A.O. Wear resistance increase in friction surfaces of spherical journal bearings by finish plasma strengthening 42

A Journal is included in the list of editions approved by HEB at the Ministry of Education and Science of Russia for the publication of competitors' works for academic degrees in the direction of 05.02.00 – Mechanical Engineering and Science of Machines.

Reprint is possible only with the reference to the journal
«Science intensive technologies in mechanical engineering»



УДК 621.762:536.75
DOI: 10.12737/20790

П.А. Витязь, акад. НАН Беларуси,
В.Т. Сенюць, к.т.н.
(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск),
М.Л. Хейфец, д.т.н.
(ОАО НПО «Центр» НАН Беларуси, Минск),
С.Ф. Соболев, генеральный директор
(СЗАО «БелМетКомпозит», Минск),
А.Г. Колмаков, д.т.н.
(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва)
E-mail: mlk-z@mail.ru; vsenyut@tut.by

Технологические основы синтеза композиционных наноструктурированных материалов на основе алюминиевых сплавов*

Проведен физико-химический анализ макро-, микро- и наноструктур конструкционных материалов на основе алюминия. Сформированы технологические основы управления свойствами при синтезе композиционных наноструктурированных материалов на основе алюминиевых сплавов. Разработаны технологии синтеза конструкционных материалов на основе алюминия методами модифицирования, центробежного литья и последующей обработки высоким давлением. Синтезированы наноструктурные модификаторы алюминиевых сплавов шунгит+Al, Al₂O₃+Al, cBN+Al. Предложены технологические процессы получения новых конструкционных наноструктурированных материалов на основе алюминия с содержанием модификаторов в пределах 5 % мас.

Ключевые слова: наноструктурные материалы; физико-химическая система; синтез; кристаллизация; центробежное литье; обработка высоким давлением; алюмоматричный композит.

P.A. Vityaz, Acad. NAS of Belarus,
V.T. Senyut, Can.Eng.,
(Joint Mechanical Engineering Institute of NAS of Belarus, Minsk),
M.L. Kheifets, D.Eng.,
(SPC "Center" of Belarus, Minsk),
S.F. Sobol, Director-general,
(NWJC "BelMetComposite", Minsk),
A.G. Kolmakov, D.Eng.
(Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Moscow)

Technological fundamentals of nano-structured composite synthesis based on aluminum alloys

The physical-chemical analysis of macro-, micro-, and nano-structures of composites on the basis of aluminum is carried out. Technological fundamentals for properties control at the synthesis of nano-structured composites on the basis of aluminum alloys are formed. The techniques for composites synthesis on the basis of aluminum through methods of spun casting modification and further treatment by high pressure are developed. The nano-structured modifiers of aluminum alloys schungite+Al, Al₂O₃+Al with BN+Al are synthesized. The technological processes for new constructional nano-structured materials manufacturing on the basis aluminum with modifiers content within the limits of mas. 5% are offered.

Keywords: nano-structured materials; physical-chemical system; synthesis; crystallization; spun casting; high pressure treatment; alumomatrix composite.

Синтез конструкционных материалов на основе легких сплавов предполагает максимальное использование технологических возможностей для управления структурой, а в результате комплексом структурно-зависимых свойств и оптимизации эксплуатационных параметров качества сплавов [1].

Строение и свойства структур металлов и сплавов во времени определяются составом компонентов, а также температурой, давлением и другими факторами структурообразования. Происходящие при обработке процессы структурообразования описываются теорией термической обработки металлов, отражающей кинетику превращений при различных температурах и влияющие на ее ход факторы.

Управление синтезом наноструктурированных композиционных материалов на основе сплавов алюминия наиболее доступно посредством легирования сплавов, а также их модифицирования наноструктурными добавками, имеющими различный физико-химический состав [2].

Создание и изучение физико-химических основ управления свойствами материалов легированием и модифицированием в процессе синтеза имеет большое значение на этапе внедрения технологий получения алюминиевых сплавов в промышленное производство. Процесс модифицирования в условиях кристаллизации сплавов осуществляется расширением реакционной шихты легирующими компонентами [1].

Всестороннее давление до настоящего времени активно не применялось для управления структурообразованием в материалах. Сдерживали применение обработки давлением для формирования структур в металлах и сплавах технологические сложности управления процессом и недостаточная ясность, насколько эффективно может быть использовано давление для получения особых свойств материалов [2].

Поэтому целью работы является разработка технологических основ структурообразования в сплавах на основе алюминия при использовании режимов кристаллизации с изменением давления, последующей механической обработки давлением и термобарической обработки в сочетании с примесным модифицированием сплавов.

Апробирование центробежного литья позволяет изучить возможности получения ком-

позиционных наноструктурированных материалов на базе алюминиевых сплавов армированием керамическими частицами различной природы и состава с формированием поверхностных слоев с повышенной концентрацией армирующей фазы за счет направленного перемещения дисперсных частиц в жидкой металлической суспензии.

1. Теоретические и технологические основы синтеза композиционных наноструктурированных материалов

1.1. Примесное модифицирование алюминиевых сплавов. Разработка сплавов на основе алюминия с мелкозернистой структурой, характеризующихся высоким уровнем физико-механических свойств, является актуальной задачей. В основном для этих целей используют примесное модифицирование, ускоренное затвердевание и инвертирование микроструктуры заготовок, позволяющие увеличить эксплуатационные свойства отливок не только из первичных, но и из более дешевых вторичных сплавов [3].

Добавки микро- и наноструктурных тугоплавких частиц в качестве примесных модификаторов (наполнителей) позволяют эффективно изменять структуру алюминиевых сплавов, способствует ее измельчению и повышению механических и триботехнических характеристик алюмоматричных композиционных материалов (КМ) [4]. Широкое применение для этих целей также получили углеродные наноматериалы (углеродные нанотрубки, фуллерены, ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза, шунгитовый углерод) [5].

Для улучшения взаимодействия тугоплавких микро- и наночастиц с алюминиевым расплавом, повышения равномерности их распределения в матрице предложены различные методы. Разработан достаточно эффективный подход создания армирующих наноструктурированных композиционных полифункциональных тугоплавких керамических наполнителей на основе нитрида бора и оксида кремния [6].

Принципы получения армирующих тугоплавких наполнителей заключаются в целенаправленном формировании на поверхности исходных микро- и нанопорошков реакционно-активных элементов, в результате чего на поверхности наполнителей *in-situ* образуются тугоплавкие соединения в нанодисперсном

* Исследования поддержаны грантом РФФИ 14-08-90011 и грантами БРФФИ T14P-198 и T16P-176.

состоянии, обладающие химическим сродством к алюминиевой матрице. Их использование позволяет эффективно диспергировать структурные составляющие сплавов и ведет к существенному повышению физико-механических и триботехнических характеристик КМ.

Приложение высокого давления при получении таких КМ способствует стабилизации структуры и фазового состава как наполнителя, так и самой матрицы, что особенно актуально при получении наноструктурных алюмоматричных КМ [7].

1.2. Кристаллизация алюминиевых сплавов в центробежном поле. Возможности повышения качества алюминиевых сплавов далеко не исчерпаны. Существует значительный потенциал, позволяющий серьезно повысить физико-механические и эксплуатационные характеристики заготовок и изделий из этих материалов [8].

Выпускаемое в настоящее время оборудование для литья под давлением с управляемой кристаллизацией расплава, позволяет комплексно использовать не только охлаждение, но и давление для управления структурообразованием в металлах и сплавах. Наиболее перспективно разработанное для центробежного литья промышленное оборудование, расширяющее технологические возможности управления процессом путем плавного изменения скорости вращения ротора и обеспечивающее за счет большого центростремительного ускорения (50...300 g) высокие давления при кристаллизации расплава [2, 9]. Полученные при литье на таком оборудовании наноструктурированные материалы свидетельствуют о перспективности использования режимов кристаллизации с изменением давления для получения особых свойств материалов [1, 10].

Методом центробежного литья получили отливки технического алюминия марки А8 и алюминиевого сплава АМг5. Эксперименты проводили на литейной машине с вертикальной осью вращения (производство – ОАО НПО «Центр» НАН Беларуси, технология – СЗАО «БелМетКомпозит»), обеспечивающей широкий диапазон значений центростремительных ускорений до 300 g (рис. 1).

Центробежное литье осуществляли при технологических режимах: температуре нагрева оснастки $T = 480 \pm 10$ К; температуре расплава $T = 1020 \pm 10$ К, длительности обработки до 5 мин и центростремительном ускорении в пределах 50...300 g.

Изучение методом оптической микроско-

пии образцов после кристаллизации в центробежном поле не выявило дефектов в виде продольных и поперечных трещин, газовых пузырей. При этом отмечена зональная неоднородность (ликвация) заготовок по сечению в виде областей шириной до 10 мм, вследствие неодновременного затвердевания различных участков слитков. Полученные образцы как технического алюминия А8, так и сплава АМг5 имеют крупнозернистую структуру с достаточно извилистыми границами зерен (рис. 2, а, б).



Рис. 1. Литейная машина с вертикальной осью вращения

Изучение на микроуровне выявило неоднородности структуры полученных образцов в виде прожилок толщиной 50...200 мкм, а также включений размером до нескольких десятков мкм. Размер зерен алюминия в образцах, полученных при ускорениях в пределах 100...300 g, имеет тенденцию к уменьшению с ростом ускорения и зависит от скорости охлаждения сплава. Внутри зерен четко видна дендритная структура (рис. 2, в).

Наличие примесей в виде Fe, Si, Mg приводит к образованию интерметаллидных фаз Al-Fe, Al-Si-Fe, Al-Mg, Al-Mg-Fe в виде включений размерами 5...40 мкм, которые можно наблюдать как по границам, так и в теле зерна.

1.3. Обработка высоким давлением сплава, полученного центробежным литьем. Алюминиево-магниевый деформируемый сплав марки АМг5 обладает высокой коррозионной стойкостью, поскольку его химический состав сбалансирован и включает целый ряд взаимодополняющих элементов. В состав сплава марки АМг5 включены такие элементы, как марганец, железо, кремний, цинк, титан, медь и бериллий, что делает материал отлично свариваемым, а значит, подходящим для формирования максимально сложных конструкций.

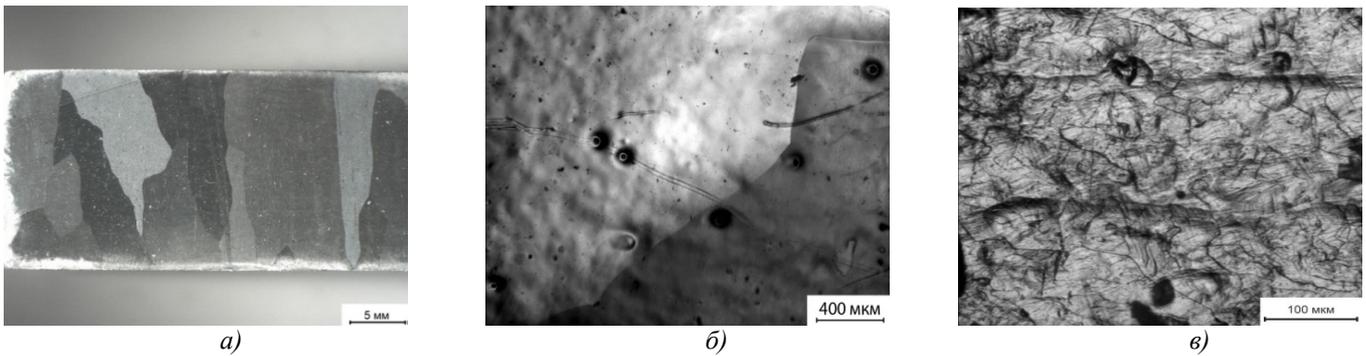


Рис. 2. Структуры отливки технического алюминия А8 после кристаллизации в центробежном поле с центростремительным ускорением 300 g:

а – макроструктура; *б* – границы зерен в поляризованном свете; *в* – микроструктура зерен

На рис. 3 показана микроструктура алюминиевого сплава АМг5 после кристаллизации в центробежном поле с центростремительным ускорением 300 g и холодной и двухпроходной прокатки. Структура материала представлена высокодисперсными вытянутыми зернами со следами интенсивной пластической деформации, сопровождающейся образованием новых элементов

микроструктуры деформационного происхождения. В зернах наблюдаются дефекты различных типов; а также включения, расположенные по границам зерен, имеющие размеры менее 5 мкм. В процессе исследований установлено, что увеличение степени деформации (количества проходов от 1 до 3) при прокатке приводит к развитию деформационных расслоений в материале.

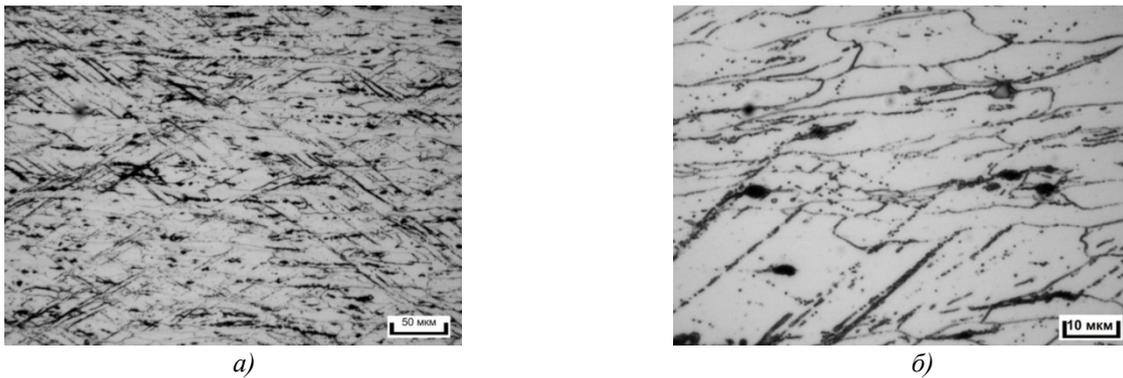


Рис. 3. Микроструктура алюминиевого сплава АМг5 после кристаллизации в центробежном поле и двухпроходной прокатки: × 100 (*а*); × 500 (*б*)

Измерения микротвердости полученной после прокатки ленты толщиной 1,8 мм, проводимые на микротвердометре Micromet-II с нагрузкой 100 г по ГОСТ 9450–76, показали, что значения микротвердости практически не изменяются по длине и находятся в пределах 980...1035 МПа, что в 1,5–1,8 раза выше, чем у материала, полученного по традиционной технологии.

Значения предела прочности ленты находятся в пределах 325...361 МПа, что также в 1,1– 1,2 раза выше, чем у листа сплава АМг5 толщиной 1,8...2,0 мм при 293 К, не прошедшего термическую обработку (300...320 МПа).

Увеличение значений физико-механических характеристик материала вызвано особенностями его структурного состояния (измельчением зерна, развитием ячеистой дислокационной структуры)

на макро-, мезо- и микроуровнях после центробежного литья и прокатки. Дальнейшее повышение характеристик сплава может быть связано с применением примесного модифицирования, которое эффективно влияет на структуру материала на микро- и мезомасштабных уровнях при использовании различных технологических схем формирования изделия.

2. Интенсификация процессов синтеза композиционных наноструктурированных материалов

2.1. Центробежное литье градиентных композиционных материалов на основе алюминия.

Градиентные композиционные материалы отличаются от традиционных изотропных КМ наличием пространственно неоднородных структур, благодаря которым они

приобретают новые свойства и способны выполнять новые функции. Поиск и разработка новых технологических процессов синтеза градиентных КМ для моделирования их строения, определяемого параметрами нагружения изделия, представляют собой актуальную задачу при проектировании и изготовлении конструкций, работающих в экстремальных условиях [9].

Изготовление анизотропных структур центробежным литьем известно давно, однако возможности получения заданного строения дисперсно-наполненных КМ изучены слабо, а влияние градиента распределения наполнителя на работоспособность литых материалов осталось практически неизученным [10].

Перемещение дисперсных частиц в поле действия центробежных сил определяется их плотностью. Твердые дисперсные частицы, имеющие плотность большую, чем матричный алюминиевый сплав, перемещаются к наружной стенке формы (изложницы), менее плотные – к оси вращения, на свободную поверхность (во внутреннюю часть отливки).

Центробежная сила, действующая на частицу, описывается уравнением:

$$P_{ц} = \omega^2 r V (\rho_{ч} - \rho_{м}),$$

где ω – угловая скорость вращения, сек^{-1} ; r – радиус центра сил инерции частицы и радиус центра сил инерции вытесненного объема жидкого металла, в случае, когда тело имеет однородную плотность, см; V – объем дисперсной частицы, см^3 ; $\rho_{ч}$ и $\rho_{м}$ – плотность частицы и жидкого металла, $\text{г}/\text{см}^3$ соответственно.

В табл. 1 приведены значения $(\rho_{ч} - \rho_{м})$ для алюминиевого сплава АК12 (удельный вес $\rho_{м} = 2,67 \text{ г}/\text{см}^3$) и различных частиц, используемых для армирования КМ.

По технологии центробежного литья были изготовлены образцы градиентных КМ различных составов, представленных в табл. 2. Режим центробежного литья был одинаков для всех образцов: температура нагрева оснастки $T = 480 \pm 10 \text{ К}$, расплава $T = 1020 \pm 10 \text{ К}$, частота вращения $n = 1200 \text{ об}/\text{мин}$, длительность обработки 3 мин.

Микроструктура градиентных композиционных материалов показана на рис. 4.

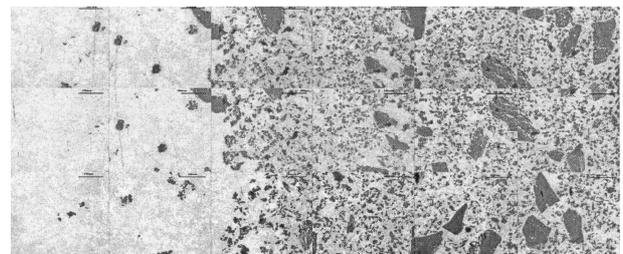
Результаты исследований показали на возможность получения методом центробежного литья градиентного слоя у алюмоматричных композиционных материалов с заданным распределением армирующих частиц различной природы.

1. Значения $\rho_{ч} - \rho_{м}$ для различных армирующих частиц в алюминиевом расплаве

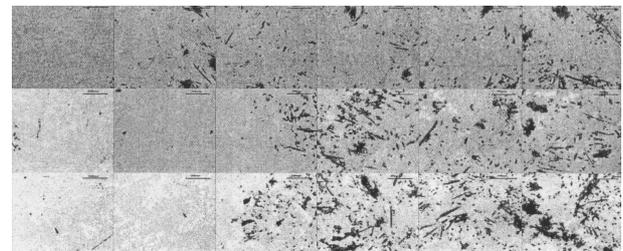
Дисперсные частицы	$\rho_{ч}, \text{г}/\text{см}^3$	$(\rho_{ч} - \rho_{м}), \text{г}/\text{см}^3$
Al_2O_3	3,99	1,33
Графит	1,7	-0,96
B_4C	2,5	-0,16
Базальт	2,75	0,09

2. Составы образцов, изготовленных методом центробежного литья

№ составов	Композиции
1	АК12-10 % Al_2O_3 (средний размер частиц $\text{Ø}_{\text{ср}} = 40 \text{ мкм}$)
2	АК12+10 % С ($\text{Ø}_{\text{ср}} = 200-400 \text{ мкм}$)
3	АК12+2 % Al_2O_3 +3 % С
4	АК12+10 % Al_2O_3 +2 % С
5	АК12+10 % B_4C ($\text{Ø} \leq 60 \text{ мкм}$)
6	АК12 + 5 % базальта (короткие волокна $\text{Ø}_{\text{ср}} = 12 \text{ мкм}$, длина $\leq 3 \text{ мм}$)



а)



б)

Рис. 4. Панорамный вид микроструктуры образцов:
а – АК12 + 10% Al_2O_3 + 2% С; б – АК12 + 5% базальта

Выявлена выполняемая легирующими частицами транспортная функция, заключающаяся в том, что частицы с большей плотностью (Al_2O_3) увлекают за собой к внешней стенке изложницы менее плотные частицы (графита). При этом введение относительно мягких графитовых частиц в матрицу АК12 не увеличивает твердость КМ по сравнению с исходной матрицей, а введение базальтовых волокон повышает твердость в поверхностном слое в 1,1 – 1,2 раза. Проведенные исследования показали перспективность метода центробежного литья для изготовления градиентных КМ с

поверхностным слоем повышенной твердости и износостойкости [11].

2.2. Синтез алюмоматричных композиционных материалов с использованием модификаторов. Разработку технологических основ синтеза конструктивных наноструктурных материалов на основе алюминия проводили для сплавов, содержащих в качестве модификаторов добавки шунгитового углерода, ультрадисперсного корунда, нано- и ультрадисперсного нитрида бора с алюминиевым покрытием, способствующего повышению химического средства наполнителя к алюминиевой матрице.

Получение модификатора алюминиевых сплавов на основе шунгитового углерода. В качестве исходных материалов использовали порошок шунгита с содержанием углерода до 40 % и порошок алюминия ПА-4. Порошок шунгита предварительно измельчали в аттриторе в течение 5 мин при скорости вращения импеллера 500 об/мин, загрузка шунгита – 100 г,

вес размольных тел – 5 кг. После размолы к шунгитовому углероду добавляли порошок алюминия и активатор – четыреххлористый аммоний NH_4Cl в количестве 5 % мас. Последующее перемешивание реакционной шихты проводили в шаровой мельнице в течение 2 ч. Высокотемпературную обработку (отжиг) полученной реакционной шихты осуществляли при температуре 1223 К в среде галогенидов алюминия. После отжига полученный композиционный порошок просеивали через сито с размером ячейки 40 мкм.

Порошок шунгита после химико-термической обработки представляет собой конгломераты размерами от нескольких единиц до нескольких десятков мкм, которые состоят из полиэдрических агрегатов размерами 0,5...1,0 мкм. Алюминий распределен по поверхности порошка достаточно равномерно, не образуя скоплений на поверхности частиц шунгита (рис. 5, а, б).

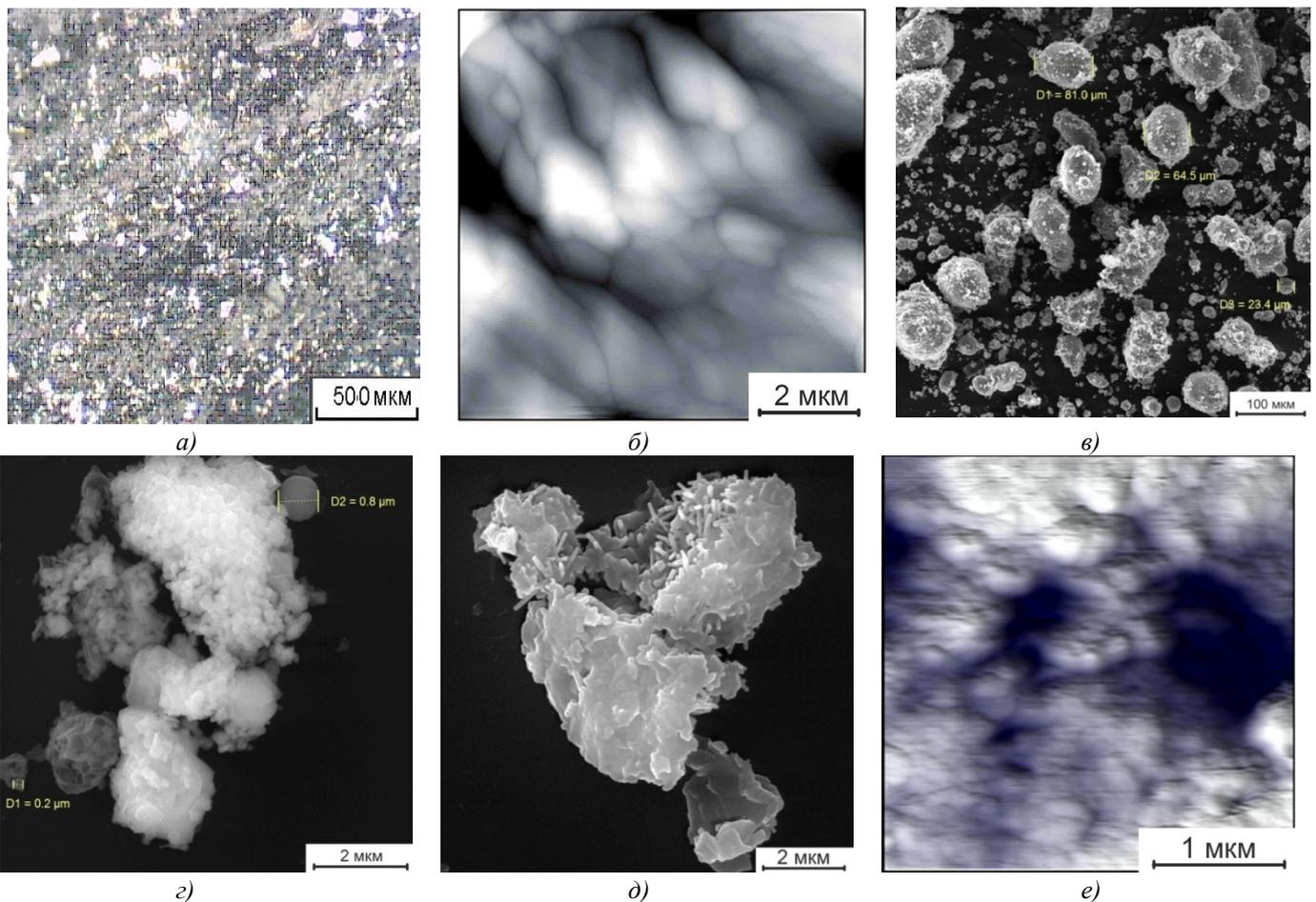


Рис. 5. Изображения порошков модификаторов алюминиевых сплавов:

а – общий вид порошка шунгитовый углерод + Al; б – изображение отдельных частиц шунгит + Al; в – общий вид шихты Al - 5 % мас. (Al_2O_3 + Al); г – частицы Al_2O_3 с алюминиевым покрытием; д – внешний вид порошка cBN + Al; е – микроструктура cBN + Al

Получение модификаторов алюминиевых сплавов на основе оксида алюминия и кубического нитрида бора. На рис. 5, в – е приведены полученные по технологии, представленной на схеме технологического процесса (рис. 6) модификаторы на основе порошков ультрадисперсного корунда Al_2O_3 и наноструктурного кубического нитрида бора cBN. В качестве исходных материалов использовали порошок Al_2O_3 с размером частиц 0,4...0,8 мкм, а также порошок наноструктурного cBN, синтезированный из гексагональной модификации BN, прошедшей предварительную механоактивацию в атриторе. Особенности порошка являются его высокая удельная поверхность до 20...25 м²/г и трехуровневая иерархическая макро-, мезо- и наноструктура. Порошок представляет собой достаточно прочные агломераты 1...2 мкм, состоящие из частиц cBN размером 80...100 нм. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) порошка составляет около 10 нм, что сравнимо с ОКР наноалмазов детонационного синтеза.



Рис. 6. Схема получения модификаторов алюминиевых сплавов на основе Al_2O_3 и cBN

Алюминиевое покрытие на порошки Al_2O_3 и cBN наносили методом газотранспортных реакций в защитной атмосфере при температурах выше 800 °С.

Разработка технологических основ синтеза конструкционных материалов на основе алюминия с добавлением модификаторов. Подготовку реакционных шихт осуществляли путем перемешивания соответствующих модификаторов с порошком алюминия. Предварительно на модификатор наносили алюминиевое покрытие.

Модификаторы добавляли в порошок алюминия в количестве 1,5 и 5 % мас., затем в течение 2 ч производили перемешивание шихт в

баночном смесителе. На основе приготовленных шихт путем холодного прессования получали цилиндрические заготовки, которые помещали в специальный контейнер из литографского камня для последующей термобарической обработки [12]. Обработку заготовок осуществляли в аппарате высокого давления при давлении 1,5 ГПа и температурах от 873 до 1473 К в течение 30 с. Нагрев образцов осуществляли путем прямого пропускания электрического тока через шихту, находящуюся в условиях квазигидростатического сжатия под высоким давлением. Охлаждение образцов осуществляли со скоростью 40 °С/с.

Исследования образцов, полученных с добавками шунгита, показали, что с ростом температуры термобарической обработки прочность удержания шунгита возрастает. Для образцов с концентрацией шунгита 1,5 % мас. размер включений наполнителя в КМ находится в пределах от 0,1 мкм до 10...15 мкм (рис. 7, а), при этом распределение добавки в матрице более равномерно по сравнению с материалом, содержащим 5 % мас. шунгита.

Увеличение температуры нагрева до 1273 К приводит к снижению количества крупных (5...10 мкм) включений шунгита в КМ (рис. 7, б). При этом размер зерен алюминия в КМ, полученных при различных температурах, находится в диапазоне 10...30 мкм. Отсутствие роста зерен в высокотемпературной области можно объяснить влиянием высокого давления, небольшой длительностью термообработки и модифицирующим воздействием наполнителя, стабилизирующего зеренную структуру алюминиевой матрицы.

Из приведенных данных (табл. 3) видно, что с ростом температуры термобарической обработки наблюдается увеличение микротвердости КМ Al – (шунгит + Al), причем КМ с содержанием 1,5 % мас. шунгитового углерода обладают в среднем более высокой микротвердостью по сравнению с КМ с содержанием 5 % мас. шунгита, полученных при аналогичных технологических режимах. Значения микротвердости КМ, синтезированных при оптимальных режимах, превышают в 1,5 – 2 раза микротвердость материала без добавления шунгита.

Отмечено, что с увеличением температуры термобарической обработки корундовый модификатор, добавленный в количестве 5 % мас., в матрице распределен более равномерно по сравнению с материалом, полученным при более низких температурах. При concentra-

ции корунда 1,5 % мас. такой зависимости не прослеживается. Размер зерен алюминиевой матрицы также как и у КМ Al – (шунгит + Al)

находится в пределах 10...30 мкм и не возрастает с повышением температуры термобарической обработки.

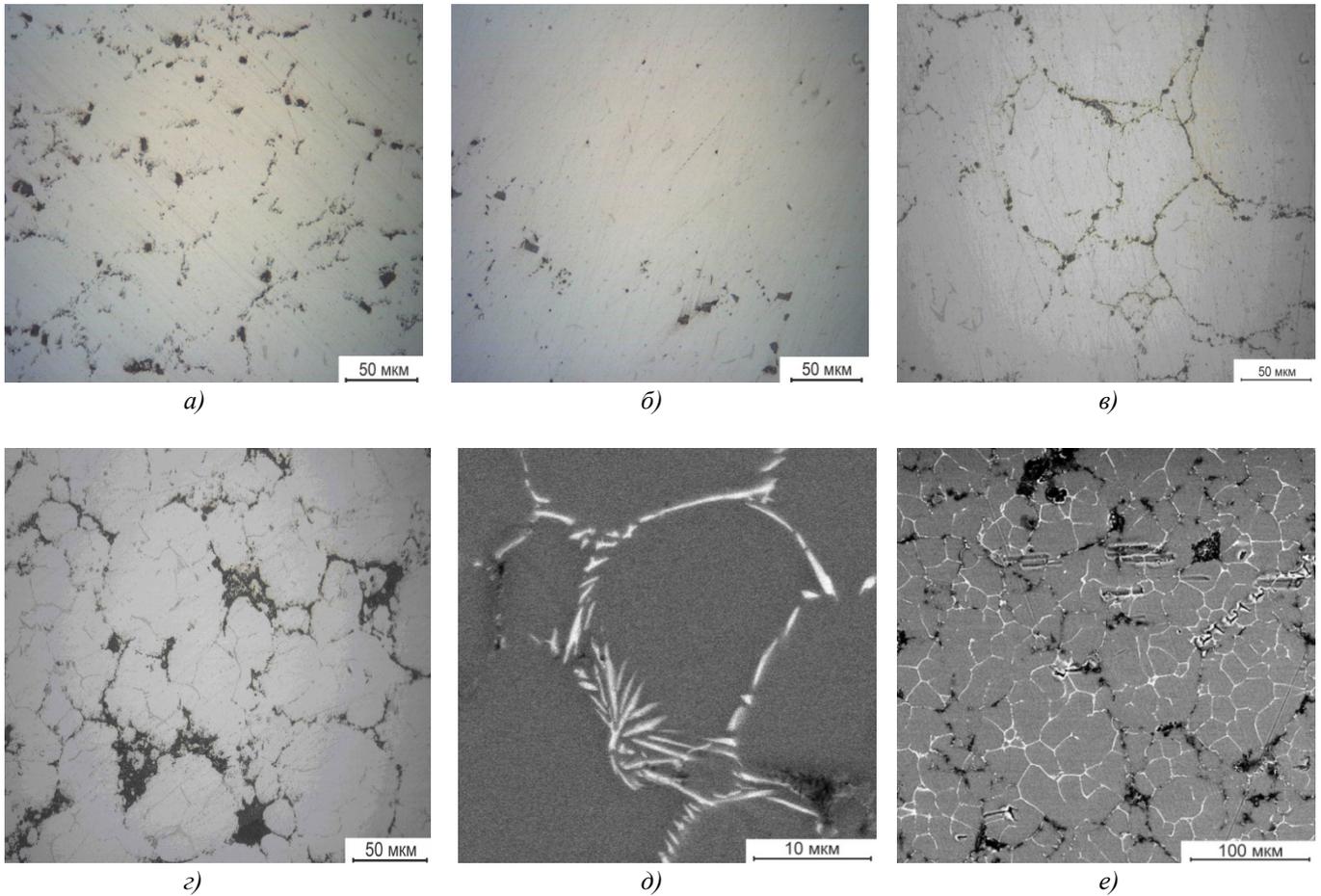


Рис. 7. Структура КМ на основе алюминия после термобарической обработки при давлении в 1,5 ГПа, добавка 1,5 % мас. шунгита: а – при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$; в – добавка 1,5 % мас. Al_2O_3 при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; г – 5 % мас. Al_2O_3 при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; д – добавка 1,5 % мас. cBN при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; е – 5 % мас. cBN $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

3. Зависимость микротвердости КМ алюминий – (шунгит + Al/ Al_2O_3 + Al) от концентрации модификатора и температуры спекания

№№ опытов	Микротвердость, МПа							
	5 % мас. $T = 1073\text{ K}$		5 % мас. $T = 1373\text{ K}$		1,5 % мас. $T = 1073\text{ K}$		1,5 % мас. $T = 1373\text{ K}$	
	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al
1	335	434	346	423	341	380	424	401
2	346	422	335	448	354	360	404	380
3	328	425	349	448	357	369	393	402
4	353	443	388	400	369	360	378	422
5	300	427	362	426	390	359	384	406

Измерения микротвердости КМ Al – (Al_2O_3 + Al) показали, что с ростом температуры спекания для материала с добавлением наполнителя в количестве 5 % мас. микротвердость практически не увеличивается (см. табл. 3).

Для концентрации наполнителя 1,5 % мас.

микротвердость КМ с ростом температуры снижается. В целом микротвердость выше у материала с 5 % мас. (Al_2O_3 + Al), при этом достигается она при более низкой температуре по сравнению с температурой спекания КМ, содержащим 1,5 % мас. (Al_2O_3 + Al). Как вид-

но из полученных данных, максимальные значения микротвердости достигают 420...450 МПа, что превышает микротвердость материала, полученного без добавления Al_2O_3 более чем в 2 раза.

Композиционный материал, полученный с добавлением $cBN + Al$, обладает микротвердостью на уровне материала $Al - (шунгит + Al)$. Частицы cBN в алюминиевой матрице присутствуют в виде агрегатов 1...5 мкм, при этом с увеличением концентрации модификатора с 1,5 до 5 % мас. и температуры термобарической обработки с 1073 до 1273 К происходит рекристаллизация cBN в агрегатах с образованием более крупных частиц размером свыше 20 мкм (см. рис. 7, е).

Заключение

1. Разработаны технологии получения наноструктурных модификаторов алюминиевых сплавов, включающие механоактивационную и химико-термическую обработку реакционных шихт в восстановительной атмосфере в среде галогенидов алюминия при диапазоне температур 1123...1223 К, с варьированием в пределах 10...30 % мас. содержания алюминия в шихте.

Получены образцы наноструктурных модификаторов алюминиевых сплавов шунгит + Al , $Al_2O_3 + Al$, $cBN + Al$ с содержанием алюминия в пределах 10...30 % мас. Порошок шунгита после химико-термической обработки представляет собой конгломераты размерами от нескольких единиц до нескольких десятков микрометров, состоящие из полиэдрических агрегатов размерами 0,5...1 мкм. Модифицированный корунд состоит из частиц размерами 0,4...0,6 мкм, а порошок $cBN + Al$ представлен в виде агломератов размерами 1...2 мкм, состоящих из частиц 80...100 нм.

Введение модификаторов в алюминиевую матрицу стабилизирует рост зерен алюминия при термобарической обработке в пределах 10...30 мкм и приводит к увеличению микротвердости материала в 1,5–2 раза по сравнению с базовым алюминиевым сплавом без добавок модификаторов.

2. Установлена возможность получения методом центробежного литья градиентного слоя у алюмоматричных композиционных материалов с заданным распределением армирующих частиц различной дисперсности и плотности. Показана перспективность метода центробежного литья для изготовления градиентных КМ с поверхностным слоем повышенной твердости и износостойкости.

Выявлена выполняемая легирующими частицами транспортная функция, заключающаяся в том, что частицы с большей плотностью (Al_2O_3) увлекают за собой к внешней стенке изложницы менее плотные частицы (графита). При этом введение относительно мягких графитовых частиц в матрицу АК12 не повышает твердости КМ по сравнению с исходной матрицей, а введение базальтовых волокон способствует увеличению твердости в поверхностном слое в 1,1–1,2 раза.

3. Сочетание метода центробежного литья с ускорением до 300 g и дополнительной деформационной обработки (прокатки) приводит к существенным структурным изменениям в алюминиевых сплавах на макро-, мезо- и микроуровнях, что проявляется в их более высоких физико-механических характеристиках. Для сплава АМг5, полученного по данной технологии, наблюдается увеличение твердости в 1,5–1,8 раза и прочности в 1,1–1,2 раза по сравнению с базовым сплавом.

Дальнейшее повышение характеристик сплавов связано с использованием примесного модифицирования, которое эффективно влияет на структуру материала при использовании различных технологических схем формирования изделия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Vityaz, P.A. Effect of phase composition of nanostructured refractory modifier on structure and tribological behavior of AK12M2MgN alloy / P.A. Vityaz, A.I. Komarov, V. I. Komarova et.al. // Journal of Friction and Wear, 2013, V.34, no 5, pp. 329–338.
2. Хейфец, М.Л. Синергетический анализ структурообразования в металлах при термических, деформационных и комбинированных воздействиях // Доклады НАН Беларуси, 2014, Т. 58, № 3. – 2014. – С. 106–111.
3. Витязь, П.А. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.А. Кукареко, А.И. Комаров, В.Т. Сенюць. – Минск: Бел. наука, 2011. – 522 с.
4. Чернышова, Т.А. О модифицировании литых алюмоматричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, И.Е. Калашников // Металлы, 2009. № 1. – С. 79–87.
5. Калашников, И.Е. Алюмоматричные композиционные материалы с наполнителями из шунгитовых пород / И.Е.Калашников, В.В.Ковалевский, Т.А.Чернышова и др. // Металлы. – 2010. – № 6. – С. 85–95.
6. Витязь, П.А. Аспекты создания наноструктурированных композиционных модификаторов для сплавов алюминия / П.А. Витязь, А.И. Комаров, В.И. Комарова и др. // Доклады НАН Беларуси, – 2011. Т.55. – № 5. – С.91–96.
7. Витязь, П.А. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь, В.И. Жорник, А.Ф. Ильюшенко и др. Минск: Бел. наука, 2013. – 381с.
8. Витязь, П.А. Повышение ресурса трибосопряжений активированными методами инженерии поверхности /

П. А. Витязь, В. И. Жорник, М. А. Белоцерковский, М. А. Леванцевич. – Минск: Бел. наука, 2012. – 452 с.

9. **Технологии** конструкционных наноструктурных материалов и покрытий / Под общ. ред. П.А. Витязя и К.А. Солнцева. – Минск: Бел. наука, 2011. – 283 с.

10. **Хейфец, М.Л.** Проектирование процессов комбинированной обработки / М.Л.Хейфец. - М.: Машиностроение, 2005. – 272 с.

11. **Алексеева, Ю.С.** Получение методом центробежного литья градиентных композиционных материалов / Ю.С.Алексеева, Л.И.Кобелева, А.Г.Колмаков, И.Е.Калашников, П.А.Витязь, М.Л.Хейфец, В.Т.Сенють // Инженер-механик. 2016. № 1.– С. 35–38.

12. **Витязь, П.А.** Создание алмазных инструментальных материалов на основе анализа термодинамики процессов синтеза / П.А. Витязь, М.Л. Хейфец, В.Т.Сенють // Научно-технические технологии в машиностроении. 2012. № 10(16). – С. 3–8.

REFERENCES

1. Vityaz, P.A. Effect of phase composition of nanostructured refractory modifier on structure and tribological behavior of AK12M2MgN alloy / P.A. Vityaz, A.I. Komarov, V. I. Komarova et.al. // Journal of Friction and Wear, 2013, V.34, no 5, pp. 329–338.

2. Heifets, M.L. Synergetic analysis of structure formation in metals at thermal, deformation and combined effects // *Proceedings of NAS of Belarus*, 2014, Vol. 58, № 3. – 2014. – pp. 106–111.

3. Vityaz, P.A. *Material and Coating Modification with Nano-dimensional Diamond-containing Additions*/ P.A. Vityaz, V.I. Zhornik, V.A. Kukareko, A.I. Komarov, V.T. Senyut. – Minsk: Bel. Science, 2011. – pp. 522.

4. Chernyshova, T.A. On modification of cast aluomatrix composites by refractory nano-dimensional particles / T.A. Chernyshova, L.I. Kobleleva, I.E. Kalashnikov // *Metals*, 2009. № 1. – pp. 79–87.

5. Kalashnikov, I.E. Alumo-matrix composites with fillers of schungite rocks / I.E.Kalashnikov, V.V. Kovalevsky, T.A.Chernyshova et al. // *Metals*. – 2010. – № 6. – pp. 85–95.

6. Vityaz, P.A. Aspects of nano-structured composite modifiers for aluminum alloys / P.A. Vityaz, A.I. Komarov, V.I. Komarova et al. // *Proceedings of NAS of Belarus*, – 2011. Vol.55. – № 5. – pp.91–96.

7. Vityaz, P.A. *Nano-diamonds of Detonation Synthesis: Manufacturing and Application* / P.A. Vityaz, V.I. Zhornik, A.F. Iliyushchenko et al. Minsk: Bel. Science, 2013. – pp. 381.

8. Vityaz, P.A. *Resource Increase in Tribo-joints by Activated Methods of Surface Engineering* / P. A. Vityaz, V.I. Zhornik, M. A. Belotserkovsky, M. A. Levantsevich. – Minsk: Bel. Science, 2012. – pp. 452.

9. *Techniques of Constructional Nano-structured Materials and Coatings* / under the general editorship of P.A. Vityaz and K.A. Solntsev.– Minsk: Bel. Science, 2011. – pp. 283.

10. Heifets M.L. *Combined Working Designing*/ M.L.Heifets. - M.: Mechanical Engineering, 2005. – pp. 272.

11. Alekseyeva, Yu.S. Gradient composite manufacturing by spun casting method / Yu.S.Alekseyeva, L.I.Kobleleva, A.G.Kolmakov, I.E.Kalashnikov, P.A.Vityaz, M.L.Heifets, V.T.Senyut // *Mechanical Engineer*. 2016. № 1.– pp. 35–38.

12. Vityaz, P.A. Creation of diamond tool materials based on analysis of thermodynamics in synthesis processes / P.A. Vityaz, M.L. Heifets, V.T.Senyut // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. 2012. № 10(16). – pp. 3–8.

Рецензент д.т.н. А.П. Амосов

УДК 669-419.8:539.378.2:669.715-416:669.781-426

DOI: 10.12737/20799

И.В. Кочешков, к.т.н.

(МГТУ им. Н.Э.Баумана, 105005, г. Москва, ул. 2-я Бауманская, 5)

E-mail: kiv5104@yandex.ru

Особенности структуры волокнистого композитного материала с металлической матрицей, получаемого с использованием разных типов листовых полуфабрикатов

Представлено количественное описание характера расположения волокон в композитных материалах, полученных при использовании листовых полуфабрикатов с фольговой и плазменно-напыленной матрицей.

Ключевые слова: волокнистые композитные материалы (ВКМ); листовые полуфабрикаты; имитационное моделирование; строение; структура композита.

I.V. Kocheshkov, Can.Eng.

(Bauman State Technical University of Moscow)

Structural peculiarities in fibrous composite with metal matrix manufactured using various sheet half-finished products

A quantitative description of fiber location pattern in composites manufactured with the use of sheet half-finished products with a foil matrix and plasma-sprayed matrix is presented.

Keywords: fiber composites (FC); sheet half-products; simulation; structure; composite structure.

Имеется большое количество работ показывающих, что характер расположения волокон в поперечном сечении волокнистого композита оказывает существенное влияние на его прочностные свойства. Наиболее благоприятными являются гексагональная или тетрагональная укладка волокон, а отклонения от упорядоченной структуры приводит к снижению прочности материала [1]. На практике характер расположения волокон в поперечном сечении волокнистого композита определяется величиной диаметра используемых волокон и способом их введения в матричный материал.

Волокна малого диаметра (существенно меньше 100 мкм) поставляются в виде многоволоконных нитей и для их введения в матричный материал используются жидкофазные или газофазные технологии. При этом не удается добиться сколь-либо упорядоченного расположения волокон в поперечном сечении композита. Волокна или, применительно к металлам, проволоки бóльшего диаметра (порядка 100 микрон и более) поставляются в виде отдельных (единичных) волокон. Для их введения в матричный материал применяются не только жидкофазные или газофазные технологии, но и твердофазные технологии с использованием разных типов листовых полуфабрикатов, в которых волокна расположены с заданным шагом относительно друг друга. Поэтому применение листовых полуфабрикатов позволяет добиваться относительно упорядоченного расположения волокон в поперечном сечении композита.

Целью данной статьи является исследование характера расположения волокон в композитных материалах, получаемых при использовании разных типов листовых полуфабрикатов, и математическое описание своеобразия укладки волокон в подобных композитах. Исследования проводились на примере получения волокнистого композитного материала (ВКМ), состоящего из алюминиевой матрицы и волокон бора диаметром 140 микрон.

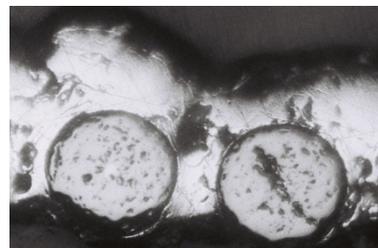
Описание видов и особенностей листовых полуфабрикатов, использованных для получения ВКМ алюминиевая матрица – волокна бора

Листовые полуфабрикаты для проведения исследований, отличающиеся особенностями строения матричного материала и его соединения с волокнами, получались двумя разными способами. Подготовительной операцией для обоих способов является намотка волокна на барабан, с нарезанной на нем винтовой ка-

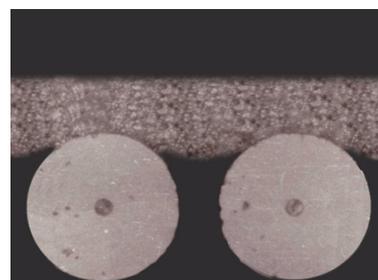
навкой для укладки в нее волокна. Это позволяет расположить волокна относительно друг друга с требуемым шагом в направлении оси барабана. Затем использовались два разных метода введения дозированного количества матричного материала, который соединяет и фиксирует между собой намотанные на барабан волокна.

При первом методе использовалось плазменное напыление алюминиевой матрицы на поверхность барабана с намотанным на него волокном. Напыляемые алюминиевые частицы образуют очаги схватывания с соседними частицами и поверхностью волокон бора. При этом алюминиевая матрица проникает глубоко в межволоконное пространство, и охватывает волокна бора по большей части их поверхности (рис. 1, а).

Это приводит к фиксации положения волокон относительно друг друга и обеспечивает такую прочность плазменно-напыленного слоя матрицы, которая позволяет выполнять дальнейшие необходимые технологические операции с полученным таким образом листовым полуфабрикатом. После разрезания волокон по образующей барабана волокна бора, с нанесенным на них слоем матрицы, распрямляются, и получается листовый полуфабрикат, в котором волокна расположены с заданным шагом.



а)



б)

Рис. 1. Фрагмент листового полуфабриката алюминий–бор с плазменно-напыленной (а) и фольговой (б) матрицей

Отличительной особенностью второго способа получения листового полуфабриката являлось использование вместо плазменно-

напыленного слоя матричного материала слоя алюминиевой фольги. Барабан, с намотанным на него волокном, оборачивается фольгой, а затем, под действием равномерного давления при повышенной температуре, осуществляется частичное впрессовывание волокон (примерно на одну треть диаметра) в алюминиевую фольгу (рис. 1, б).

Каждое волокно играет роль рабочего инструмента, клина с переменным углом заточки, и при впрессовывании их в алюминиевую матрицу достигается прочность соединения волокон с матричным материалом [2, 7, 8] достаточная для того, чтобы надежно удерживать волокна на поверхности фольги. Так же как и в первом случае, после разрезания волокон по образующей барабана получается листовая фольговый полуфабрикат, волокна которого расположены с заданным шагом и достаточно прочно соединены с матричным материалом.

Характеристики плазменно-напыленного и фольгового слоя матричного материала в листовых полуфабрикатах существенно отличаются. Плазменно-напыленный матричный материал имеет исходную пористость около 15 % и на порядок более низкую прочность, по сравнению с прочностью того алюминиевого сплава, который используется при плазменном напылении [3, 4].

Кроме того, на поверхности плазменно-напыленного слоя матричного материала наблюдаются неровности и неравномерность его распределения по площади полуфабриката (см. рис. 1, а). Это приводит к тому, что в процессе уплотнения пакета листовых полуфабрикатов, полученных плазменным напылением матрицы, может происходить существенное смещение волокон относительно друг друга.

В отличие от плазменно-напыленного матричного материала, в фольге отсутствует пористость и прочностные свойства, несмотря на воздействие повышенных температур, не опускаются ниже свойств отожженного материала. Толщина фольги достаточно стабильна по всей её площади. В соответствии с ГОСТом на алюминиевую техническую фольгу колебания ее толщины не могут превышать 10 %. Поэтому в процессе уплотнения пакета листовых фольговых полуфабрикатов смещение волокон относительно друг друга должно быть существенно меньше, чем в случае плазменно-напыленного листового полуфабриката.

Данное утверждение проверялось в ходе

эксперимента по получению волокнистого композита путем прессования пакетов листовых полуфабрикатов с плазменно-напыленной и фольговой матрицей.

Выбор параметров листовых полуфабрикатов с фольговой и плазменно-напыленной матрицами, а также условий изготовления из них волокнистых композитов

Высокие прочностные свойства волокнистых композитных материалов достигаются при достаточно большой объемной доле упрочняющих волокон. Поэтому практическое значение имеют исследования характера расположения волокон при их объемной доле не менее 50 %. В связи с этим, в проводимых в данной работе исследованиях, применялись листовые полуфабрикаты, параметры которых позволяют обеспечивать указанную выше объемную долю содержания волокон.

При оценке объемной доли волокон в волокнистом композитном материале, получаемого при использовании листовых полуфабрикатов, целесообразно использовать формулу, содержащую значение шага расположения волокон внутри слоя, образованного полуфабрикатом (внутрислоевой шаг $S_{вс}$), и шага между близлежащими слоями волокон, образованных полуфабрикатами (межслоевой шаг $S_{мс}$), (рис.2):

$$V_f = \frac{\pi d_f^2}{4 S_{вс} S_{мс}}, \quad (1)$$

где d_f – диаметр волокон; $S_{вс}$ и $S_{мс}$ – среднее значение внутрислоевого и межслоевого шага расположения волокон соответственно.

При этом необходимо учитывать, что величины внутрислоевого $S_{вс}$ и межслоевого $S_{мс}$ шагов расположения волокон в композите могут колебаться по объему материала за счет неравномерности распределения матричного материала и смещения волокон от их исходного расположения в полуфабрикате.

Исходя из вышесказанного, для обеспечения объемной доли волокна, в волокнистом композитном материале превышающей 50 %, использовались листовые полуфабрикаты со следующими параметрами:

– фольговые полуфабрикаты с использованием фольги толщиной 50 мкм из алюминиевого сплава АМг2 и волокон бора диаметром

140 мкм с шагом их расположения в полуфабрикате равном 170 мкм, что обеспечивает получение волокнистого композита со средним значением расстояния между слоями волокон $S_{mc} \approx 138$ мкм;

– плазменно-напыленные полуфабрикаты с использованием плазменно-напыленной матрицы из алюминиевого сплава АМг6 и волокон бора диаметром 140 мкм с шагом их расположения в полуфабрикате 180 мкм, что позволяет обеспечить получение волокнистого композита со средним значением расстояния между слоями волокон $S_{mc} \approx 146$ мкм.

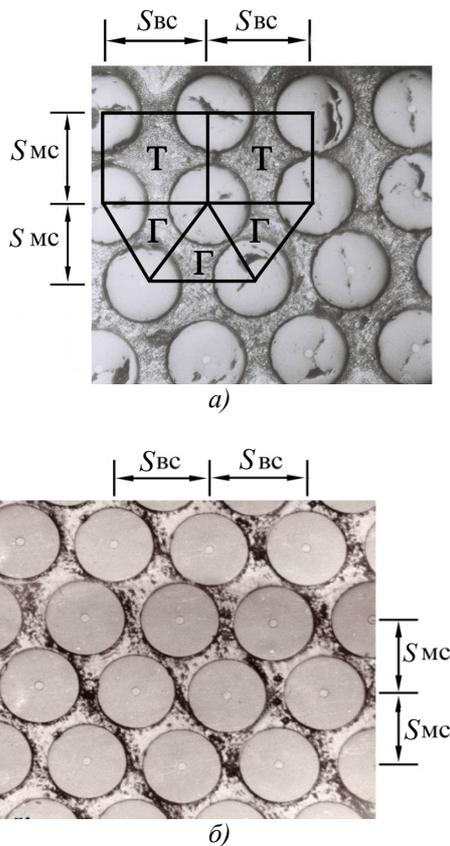


Рис. 2. Фрагмент поперечного сечения ВКМ алюминий–бор с плазменно-напыленной (а) и фольговой (б) матрицей:

"Т" и "Г" – элемент тетрагонального и гексагонального характера расположения волокон соответственно; S_{bc} и S_{mc} – внутрислойной и межслойной шаг расположения волокон соответственно

Несмотря на существующую разницу усредненных значений объемной доли волокон в волокнистых композитах, полученных из этих разных типов полуфабрикатов (65,6 % при фольговой и 58,6 % при плазменно-напыленной матрице), максимально достигаемые значения доли волокна в отдельных объемах этих материалов близки. Это получается,

из-за больших колебаний внутрислойного S_{bc} и межслойного S_{mc} шага расположения волокон в композите при использовании плазменно-напыленной матрицы.

Далее из полуфабрикатов, с указанными выше параметрами, нарезались карточки, которые собирались в пакеты по 15 слоев и прессовались в пресс-форме, препятствующей растеканию прессуемого пакета в направлении перпендикулярном направлению оси волокон. Температура и давление прессования плазменно-напыленного полуфабриката выбирались исходя из условия полного уплотнения плазменно-напыленной матрицы (то есть практически до полного исчезновения исходной пористости в плазменно-напыленном алюминиевом слое и заполнению зазоров между слоями полуфабриката), а режимы прессования пакета листовых фольговых полуфабрикатов назначались из условия полного заполнения алюминиевой матрицей межволоконного пространства. В соответствии с проведенными ранее исследованиями [3, 4, 5] давление прессования пакетов из листовых плазменно-напыленных и фольговых полуфабрикатов составляло 50 МПа при 520 °С в течение 15 мин.

Затем, от полученных по указанным режимам пластин волокнистого композитного материала, методом электроискровой резки в плоскости перпендикулярной оси расположенных в композите волокон отрезались образцы длиной 15 мм. Из этих образцов по поверхности реза изготавливались металлографические шлифы, на которых исследовались особенности характера взаимного расположения волокон в волокнистых композитах, полученных из плазменно-напыленного и фольгового полуфабрикатов. Фрагменты поперечного сечения волокнистого композита алюминий–бор с плазменно-напыленной и фольговой матрицами представлены на рис. 2.

Исследования характера расположения волокон в композитах, полученных из разных типов листовых полуфабрикатов

Качественный анализ шлифов волокнистого композита алюминий–бор (см. рис. 2) позволяет сделать следующие выводы:

1. На всех исследованных шлифах преобладает расположение волокон близкое к гексагональному см. (рис. 2 а, б). Однако на шлифах волокнистого композитного материала, полученного с использованием полуфабриката с плазменно-напыленной матрицей, помимо

гексагонального встречается и тетрагональный характер расположения волокон (см. рис. 2, а).

2. Фиксированный шаг расположения волокон, заданный в листовых полуфабрикатах при изготовлении волокнистого композитного материала, нарушается. Это происходит по двум причинам. Во-первых, в процессе получения композита из-за неравномерного течения матрицы и/или ее неравномерного уплотнения при использовании плазменно-напыленного полуфабриката наблюдается произвольное смещение вдоль слоя каждого волокна относительно его первоначального положения в полуфабрикате.

Во-вторых, в результате того, что при сборке пакета листовых полуфабрикатов, из которого формируется композитный материал, полуфабрикаты случайным или установленным образом могут быть смещены относительно друг друга, то в композите присутствует "согласованное" (т.е. близкое по направлению и величине) смещение одного слоя волокон относительно другого близлежащего слоя волокон.

3. У волокон, расположенных в каждом конкретном слое, наблюдается смещение в направлении перпендикулярном этому слою. Особенно сильно это заметно на шлифах волокнистого композита, полученного из полуфабрикатов с плазменно-напыленной матрицей.

4. Можно констатировать, что усредненные расстояния между отдельными слоями волокон, характеризующие межслоевой шаг расположения волокон в композите $S_{мс}$, имеют разную величину.

Таким образом, в процессе изготовления композита происходит отклонение волокон от того упорядоченного расположения, которое имеет место в листовых полуфабрикатах.

Нарушение упорядоченности расположения волокон в поперечном сечении композита является следствием трех видов (направлений) смещения волокон:

- внутрислоевого смещения отдельных волокон относительно их исходного положения в полуфабрикате;

- смещения отдельных волокон перпендикулярно их положению в листовом полуфабрикате;

- "согласованного" смещения волокон, находящихся в близлежащих слоях, относительно друг друга в направлении параллельном слоям.

Для математического описания величин и

закономерностей, присущих каждому из перечисленных выше видов смещений волокон, была использована следующая методика проведения исследований:

I. Каждому волокну на исследуемой поверхности шлифа присваивался свой индивидуальный индекс ($i; j$), исходя из слоя, в котором волокно находится (слои нумеровались от 0 до i -го значения), и порядкового номера данного волокна в i -м слое (волокна в слое нумеровались от 0 до j -го значения).

II. Назначались две базовые линии, параллельная (X) и перпендикулярная (Y) слоям волокон. Относительно этих линий проводились соответствующие измерения i -х и j -х координат каждого волокна на шлифе. Базовая линия параллельная слоям волокон (X) располагалась ниже нулевого (нижнего) слоя волокон (примерно на 0,7 диаметра волокна от центра самого нижнего волокна в слое). Базовая линия перпендикулярная слоям (Y) располагалась левее центра самого "левого" волокна на исследуемой поверхности шлифа.

III. Формировалась таблица, в которую путем проводимых измерений на исследуемом шлифе для каждого волокна с индексом $i; j$ заносились соответствующие значения координат волокна, измеренные относительно базовых линий.

IV. Координаты волокон относительно линии X (в направлении линии Y) использовались для расчета средних расстояний от базовой линии до каждого слоя волокон, усредненных расстояний между соседними слоями, а также величин и характера смещений каждого волокна от срединной линии каждого слоя, которому это волокно принадлежит.

V. Координаты волокон относительно линии Y (в направлении линии X) использовались для определения расстояния между соседними волокнами, находящимися в каждом отдельном слое, образованном листовыми полуфабрикатами. Полученные данные позволяют оценить среднее расстояние между волокнами в слоях, образованных листовыми полуфабрикатами, а также величины и характера смещений каждого волокна внутри слоя, к которому они относятся, от их исходного положения в полуфабрикате. Необходимо отметить, что при этом не учитывается возможное согласованное смещение близлежащих слоев волокон в композите относительно друг друга.

VI. Величина согласованного смещения близлежащих слоев волокон в композите относительно друг друга определялась на основе

анализа возможного смещения отдельных слоев волокон в композите относительно друг друга. При этом учитывались значения внутрислоевого S_{bc} и межслоевого S_{mc} шагов расположения волокон в композите, а также величины наблюдаемого минимального расстояния между поверхностями волокон (b^*).

Значение минимального расстояния между поверхностями волокон (b^*) существенно влияет на величину максимально возможных согласованных смещений слоев волокон при изготовлении композита. Так как для уменьшения расстояния между поверхностями волокон в процессе получения композита требуются все возрастающие удельные нагрузки [5], то возникают такие условия, когда дальнейшее смещение волокон за счет их сближения становится практически невозможным. Замеры, проведенные на исследуемых шлифах, показали, что в нашем случае минимальное расстояние между поверхностями волокон составляет 3 микрона для композита с плазменно-напыленной матрицей и 7 микрон для композита с фольговой матрицей.

Величина максимально возможных смещений слоев волокон, образованных полуфабрикатом, различна в случаях, когда межслоевой шаг расположения волокон S_{mc} больше и меньше эффективного диаметра волокна $d_f^{эф}$, величина которого равна диаметру волокна d_f плюс половина минимально допустимого расстояния между волокнами b^* .

Если межслоевой шаг расположения волокон S_{mc} больше указанной величины, то согласованному смещению слоев полуфабриката в процессе изготовления композита ничего не препятствует и максимальное смещение слоя $C_{max}^{сл}$ можно считать равным среднему шагу расположения волокон в слое.

Если же межслоевой шаг расположения волокон S_{mc} меньше эффективного диаметра волокна, то чем меньше S_{mc} , тем в большей степени волокна ближайшего слоя препятствуют согласованному смещению соседнего слоя волокон.

Из чисто геометрических соображений можно записать, что в этом случае максимальное смещение слоя составит:

$$C_{max}^{сл} = S_{bc} - 2\sqrt{(d_f^{эф})^2 - S_{mc}^2}. \quad (2)$$

В отличие от отдельных волокон, которые имеют предварительное фиксированное положение в листовом полуфабрикате, сами листовые полуфабрикаты при сборке пакета для последующего прессования не фиксиру-

ются каким-либо способом относительно друг друга. Поэтому можно считать, что согласованное смещение одного соседнего слоя волокон относительно другого слоя подчиняется равномерному закону распределения.

VII. Для интегральной характеристики характера взаимного расположения волокон в композите у каждого волокна вычислялись расстояния до центров близлежащих волокон. Близлежащими считаются 6 волокон при характере их расположения близком к гексагональному, и 8 волокон при характере расположения близком к тетрагональному, или 7 волокон при смешанном характере их расположения (см. рис. 2, а). Полученный массив данных по расстоянию до близлежащих волокон использовался для оценки среднего расстояния между волокнами, а также величин и характера отклонений расстояний между волокнами от среднего значения.

Результаты, полученные при анализе металлографических шлифов волокнистого композитного материала, изготовленного с использованием листовых полуфабрикатов с фольговой матрицей

Исследования металлографических шлифов волокнистого композитного материала с фольговой матрицей на основе описанной выше методики показали, что:

– Среднее расстояние между волокнами внутри слоев, образованных листовыми полуфабрикатами S_{bc} , составляет 171 микрон, что практически равно величине шага расположения волокон в полуфабрикатах (170 мкм), использованных для изготовления композита.

– Реальные значения расстояний между волокнами в отдельных слоях, образованных листовыми полуфабрикатами, находятся в диапазоне от 160 до 184 микрон. Каждое конкретное значение внутрислоевого шага расположения волокон S_{bc} можно рассматривать как случайную величину, подчиняющуюся определенному закону распределения. Данные по замеренным значениям расстояний между волокнами в слоях композита удовлетворительно описываются нормальным законом распределения со среднеквадратичным отклонением $\sigma_{Sbc} = 5,3$.

– Расстояния между слоями волокон в композите S_{mc} колеблются в диапазоне от 135 до 140 микрон при средней величине равной 137,7 микрон и удовлетворительно описываются нормальным законом распределения со среднеквадратичным отклонением $\sigma_{Smc} = 1,7$.

– Смещения отдельных волокон перпендикулярно срединной линии слоя составляет примерно $\pm 2,5$ мкм и удовлетворительно описываются нормальным законом распределения со среднеквадратичным отклонением $\sigma_{смfn} = 1,2$.

– Максимальное согласованное смещение близлежащих слоев волокон относительно друг друга не превышает 62 микрона и зависит от фактического значения расстояния между слоями волокон.

– При обработке данных по расстояниям до близлежащих волокон R установлено, что они изменяются от 146 до 185 микрон при среднем значении расстояния между волокнами в композите $R_{ср}$ равном 166 микрон. Данные по замеренным значениям расстояний между соседними волокнами в сечении композита удовлетворительно описываются нормальным законом распределения со среднеквадратичным отклонением σ_R равным 8,8.

Результаты, полученные при анализе металлографических шлифов волокнистого композитного материала, изготовленного с использованием листовых полуфабрикатов с плазменно-напыленной матрицей

– Среднее расстояние между волокнами в слоях, образованных листовыми полуфабрикатами $S_{вс}$, составляет 182 микрона, что близко по значению к величине шага расположения волокон в полуфабрикатах (180 мкм), использованных для изготовления композита.

– Реальные значения расстояний между волокнами в отдельных слоях, образованных листовыми полуфабрикатами, находятся в диапазоне от 167 до 202 микрон и удовлетворительно описываются нормальным законом распределения со среднеквадратичным отклонением $\sigma_{Sвс}$ равным 8,8.

– Расстояния между слоями волокон в композите $S_{мс}$ колеблются в диапазоне от 138,5 до 152 микрон при средней величине равной 145,9 микрон и удовлетворительно описываются законом нормального распределения со среднеквадратичным отклонением $\sigma_{Sмс} = 5,9$.

– Смещения отдельных волокон перпендикулярно срединной линии слоя составляет примерно $\pm 6,5$ мкм и удовлетворительно описываются нормальным законом распределения со среднеквадратичным отклонением $\sigma_{смfn} = 6,3$.

– Максимальное согласованное смещение близлежащих слоев волокон относительно друг друга зависит от фактического значения

расстояния между слоями волокон и в случае, когда межслоевой шаг расположения волокон $S_{мс}$ превышает величину диаметра используемых волокон d_f , может достигать величины среднего расстояния между волокнами в слое $S_{вс}$.

– При обработке данных по расстояниям до близлежащих волокон R установлено, что они изменяются от 142,7 до 248,6 микрон при среднем значении расстояния между волокнами в композите $R_{ср}$ равном 183 микрона. Данные по замеренным значениям расстояний между соседними волокнами в сечении композита удовлетворительно описываются нормальным законом распределения со среднеквадратичным отклонением σ_R равным 26,4.

Сравнение характера расположения волокон в композитах, изготовленных из разных типов листовых полуфабрикатов

Результаты исследований показывают, что композиты, изготовленные из листовых полуфабрикатов с плазменно-напыленной матрицей, по сравнению с композитами, изготовленными из листовых полуфабрикатов с фольговой матрицей, имеют:

– в 1,7 раза большее значение среднеквадратичного отклонения шага расположения волокон в слое $\sigma_{Sвс}$ от его среднего значения $\bar{S}_{вс}$.

– в 3,5 раза большее значение среднеквадратичного отклонения межслоевого шага расположения волокон $\sigma_{Sмс}$ от его среднего значения $\bar{S}_{мс}$.

– в 5,3 раза большее значение среднеквадратичного отклонения отдельных волокон в перпендикулярном направлении относительно срединной линии слоя $\sigma_{смfn}$.

– в 2,1 раза большую величину максимального возможного согласованного смещения близлежащих слоев волокон относительно друг друга.

– в 3 раза большее значение среднеквадратичного отклонения расстояния до близлежащих волокон σ_R относительно его средней величины $R_{ср}$.

Заключение

1. Проведенные исследования показывают, что, в композитах, изготовленных из полуфабрикатов с плазменно-напыленной матрицей, по сравнению с композитами сформированными

рованными из фольговых полуфабрикатов, волокна в большей степени смещаются от того упорядоченного расположения, которое им задается в полуфабрикате.

В результате композит с плазменно-напыленной матрицей имеет менее упорядоченное расположение волокон и в нем наблюдается не только структура характерная для гексагонального расположения волокон (как это имеет место в композитах из фольговых полуфабрикатов), но и области с тетрагональным расположением волокон (на тех участках, где межслоевой шаг расположения волокон ($S_{мс}$) превышает величину диаметра используемых волокон d_f).

2. Математическое описание своеобразия расположения волокон в композитах, полученных из разных типов листовых полуфабрикатов, может быть использовано для имитационного моделирования различных типов структуры волокнистых композитов с целью последующего прогнозирования их свойств на основе походов, изложенных в работах [1, 9].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Овчинский, А.С. Процессы разрушения композиционных материалов: имитация микро и макромеханизмов на ЭВМ. – М.: Наука, 1988 – 278 с.
2. Кочешков, И.В. Применение расчетных методов при разработке технологии получения изделий клинопрессовой сваркой давлением // Ремонт, Восстановление, Модернизация. 2011. №1. – С.39 – 44.
3. Кочешков, И.В. Влияние режимов прессования и отжига на механические свойства плазменно-напыленного алюминиевого сплава АМг6 // Производство проката. 2012. №9. – С. 32 – 37.
4. Кочешков, И.В. Исследование кинетики роста прочности плазменно-напыленного АМг6 при разных условиях температурно-силового воздействия // Ремонт, Восстановление, Модернизация. 2014. №2. – С. 25 – 31.
5. Кочешков, И.В. Анализ силовых условий процесса горячего прессования заготовок, предназначенных для получения волокнистых композиционных материалов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2011. №4. С. 10 – 15.
6. Кочешков, И.В. Анализ образования физического контакта между компонентами композита при уплотнении заготовки, состоящей из слоев алюминиевой фольги и волокон бора // Производство проката. 2013. №12. – С. 15 – 19.
7. Кочешков И.В. Исследование кинетики роста прочности соединения волокон бора с фольговым материалом из алюминиевого сплава АМг2 в процессе изготовления волокнистого композиционного материала методами об-

работки давлением // Производство проката. 2014. №4. – С. 32 – 37.

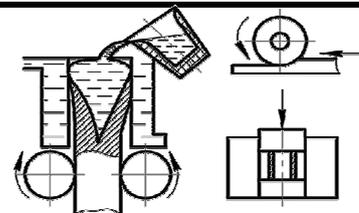
8. Кочешков, И.В. Расчет прочности соединения компонентов композита при его изготовлении горячим прессованием пакета чередующихся слоев алюминиевой фольги и волокон бора // Производство проката. – 2014. – № 5. – С. 35–40.

9. Кочешков, И.В. Структурный подход в понимании сущности композиционных материалов и разработке процессов получения композитов с требуемыми свойствами // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2014.– № 10(40). – С. 3–9.

REFERENCES

1. Ovchinsky A.C. *Processes of Composite Destruction: Micro- and Macro-mechanism Imitation by Computer*. - M.: Science, 1988 – pp. 278.
2. Kocheshkov I.V. Design method application at techniques development for product manufacturing by wedge-pressure welding // *Repair, Restoration, Modernization*, 2011, №1 - pp.39-44.
3. Kocheshkov I.V. Impact of pressing and annealing modes upon stress-strain properties of plasma-sprayed AMg6 aluminum alloy // *Rolled Metal Production*, 2012, №9 - pp. 32-37.
4. Kocheshkov I.V. Investigation of durability growth kinetics in plasma-sprayed AMg6 alloy under different conditions of temperature-force impact // *Repair, Restoration, Modernization*, 2014, №2 - pp. 25-31.
5. Kocheshkov I.V. Power conditions analysis of hot-pressing process of blanks meant for fiber composite manufacturing // *Press-Forging Production. Metal Forming*, 2011, №4, pp.10-15.
6. Kocheshkov I.V. Analysis of physical contact formation between composite components at sealing of blank consisting of aluminum foil layers and boron fibers // *Rolled Metal Manufacturing*, 2013, №12 - pp. 15-19.
7. Kocheshkov I.V. Investigation of strength growth kinetics in connection of boron fibers with foil material made of AMg2 aluminum alloy during fiber composite manufacturing by shaping // *Rolled Metal Manufacturing*, 2014, №4 – pp. 32-37.
8. Kocheshkov I.V. Durability computation for composite component joint at its manufacturing by hot-pressing of alternate layers package of aluminum foil and boron fibers // *Rolled Metal Manufacturing*. – 2014. – № 5. – pp. 35–40.
9. Kocheshkov I.V. Structural approach to comprehension of composite essence and process development for manufacturing of composites with required properties // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2014.– № 10(40). – pp. 3–9.

Рецензент д.т.н. А.П. Амосов



А.В.И. Кузьмин, к.т.н.,
В.И. Лысак, чл.-кор. РАН,
Е.А. Иваненко, магистрант
(Волгоградский государственный технический университет,
400005, Россия, г. Волгоград, пр. Ленина 28)
E-mail: kuzminvi@vstu.ru

Закономерности формирования биметаллических соединений при сварке взрывом с одновременной штамповкой

Приведены сравнительные результаты исследования влияния схемы динамического нагружения пластин на формирование биметаллического соединения при сварке взрывом с одновременной штамповкой. Показаны примеры практического применения комбинированного процесса сварки взрывом с одновременной штамповкой в машиностроении.

Ключевые слова: сварка взрывом; штамповка; матрица; радиальная деформация; прогиб; прочность.

V.I. Kuzmin, Can.Eng.,
V.I. Lysak, Corr. Member of RAS,
E.A. Ivanenko, Master's degree undergraduate
(Volgograd State Technical University,
28, Lenin Avenue, Volgograd 400005, Russia)

Regularities in bimetal joint formation at explosion welding with simultaneous punching

This paper reports the investigation of the effect of a plate dynamic loading scheme upon bimetal joint formation at explosion welding with simultaneous stamping. The investigation results of the effect of technological parameters and matrix material upon a radial deformation and quality of explosive pressed armco-iron+Steel 3 bimetal are shown. It is determined experimentally that additional punching in modes common for explosion welding without their intensification allow achieving considerable deformations and manufacturing qualitative bimetal blanks with a high factor of a part form. There are shown examples in a practical application of the combined process of explosion welding with simultaneous punching in mechanical engineering.

Keywords: explosion welding; punching; matrix; radial deformation; deflection; durability.

Важнейшей задачей научно-технического прогресса является разработка и внедрение в производство ресурсо- и энергосберегающих технологий, позволяющих получать новые материалы и изделия, сочетающие высокую прочность, надежность, коррозионную стойкость при существенной экономии дорогостоящих материалов. Этим требованиям в значительной степени отвечают биметаллические и композиционные материалы, широко применяющиеся в различных отраслях промышленности и технике.

Сварка взрывом является наиболее целесообразным и перспективным способом получе-

ния биметаллов, которые в дальнейшем подвергаются различным видам механической обработки, в том числе штамповке и гибке [1 – 3]. Вместе с тем, к нежелательным явлениям при сварке взрывом следует отнести остаточную макродеформацию сваренных заготовок, что связано с чрезмерной энергией продуктов детонации. Эту энергию можно эффективно использовать для штамповки, совместив ее со сваркой, т.е. осуществить комбинированный процесс сварки взрывом с одновременной штамповкой, что позволит исключить применение дорогостоящего прессового оборудования, уменьшить трудоемкость и повысить

производительность [4 – 6].

Целью данной работы является исследование влияния схемы динамического нагружения и технологических параметров на формирование биметаллического соединения при сварке взрывом с одновременной штамповкой.

При проведении исследований применяли схемы сварки взрывом с одновременной штамповкой, позволяющие получать биметаллические цилиндрические заготовки с плакирующим слоем как внутри, так и снаружи детали (рис. 1).

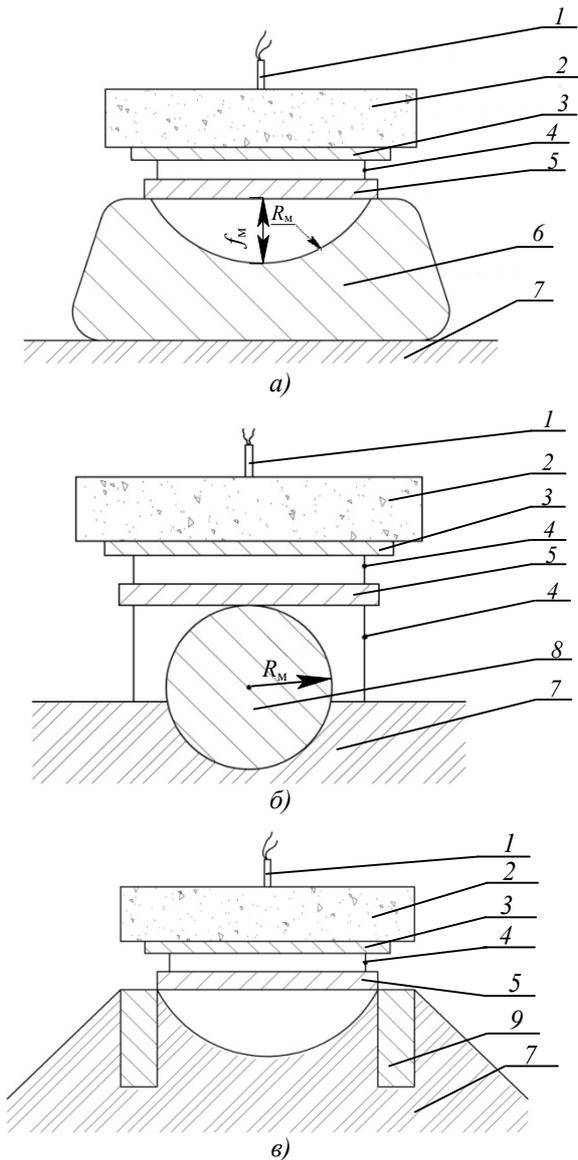


Рис. 1. Схемы сварки взрывом с одновременной штамповкой: а – с металлической матрицей цилиндрического профиля (№ 1); б – с матрицей из массивного стального стержня (№ 2); в – с песчаной матрицей и опорными плитами (№ 3); 1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая пластина; 4 – упор; 5 – неподвижная пластина; 6 – металлическая матрица; 7 – песок; 8 – стальной стержень; 9 – опорная плита

В качестве материалов исследования выбрана пара армко-железо + Ст3, обладающая хорошей свариваемостью. Режимы взрывного нагружения в каждом опыте сохранялись одинаковыми и выбирались из условия обеспечения равнопрочного соединения. Контроль скорости детонации взрывчатого вещества (ВВ) осуществляли электроконтактным методом [7] с регистрацией времени при помощи электронно-счетных частотомеров.

После сварки взрывом с одновременной штамповкой проводились замеры цилиндрического профиля полученной биметаллической заготовки для определения радиальной деформации ϵ_r и коэффициента формы детали f_{max}/a (рис. 2).

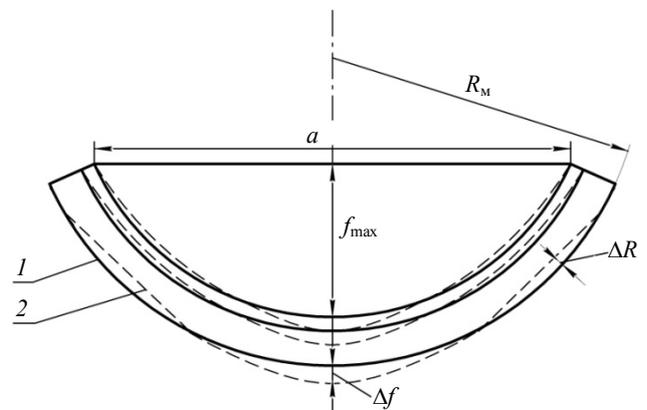


Рис. 2. Схема оценки качества штамповки сваренного биметалла:

1 – профиль реальной отштампованной биметаллической заготовки; 2 – профиль эталонной биметаллической заготовки

Определение радиальной деформации пакета осуществлялось по методу нанесения «координатных сеток» [1]. Средняя радиальная деформация рассчитывалась по зависимости [8]:

$$\epsilon_r = 0,5 \ln b_{ш}/b,$$

где $b_{ш}$ – максимальная ширина дуги биметаллического пакета после сварки и штамповки взрывом; b – исходная ширина пакета до взрывного нагружения.

Первоначально при сварке взрывом с одновременной штамповкой для проведения исследований применялась металлическая матрица закрытой формы с выфрезерованным в виде полуцилиндра профилем и просверленным в центре отверстием, обеспечивающим выход воздуха из полости матрицы (рис. 3, а).

Данная схема позволяла за счет расположе-

ния заряда ВВ в центре матрицы снизить воздействие ударных волн на ее торцевые участки, которые были смещены в область пониженного импульса давления вследствие существенного разлета продуктов взрыва. Однако использование матрицы закрытой формы с диаметром отверстия $d \leq 5$ мм приводило к образованию дефектов в виде непроваров, наплывов, искажений цилиндрического профиля. При больших значениях диаметра отверстия в центре биметаллической заготовки наблюдались значительные вмятины и трещины.

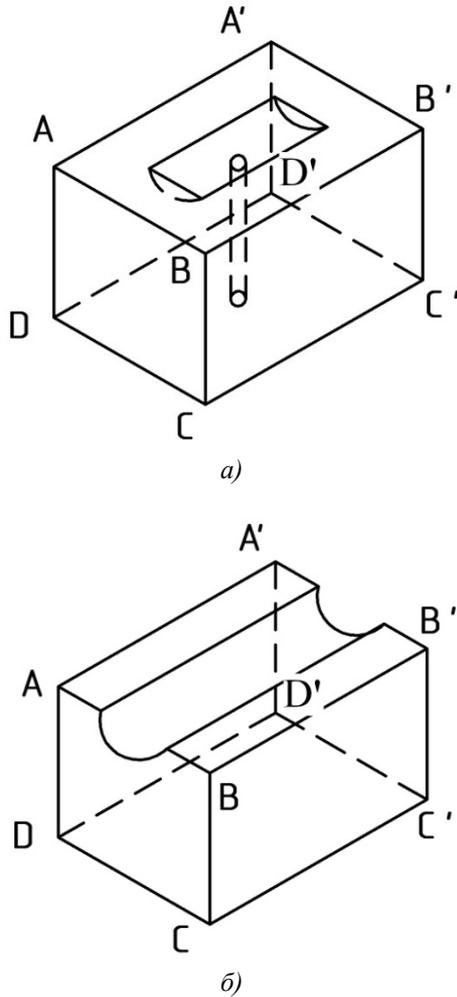


Рис. 3. Типы матриц для сварки взрывом с одновременной штамповкой цилиндрических изделий: а – закрытой формы; б – открытой формы

Поэтому при проведении последующих исследований применялась матрица открытой формы (рис. 3, б). Применение матрицы открытой формы позволило полностью устранить описанные выше недостатки, проявляющиеся при использовании матрицы закрытой формы. При этом следует отметить, что после многократного взрывного нагружения (5 – 10 подрывов) в отдельных угловых участках

матрицы (точки А В С Д и А'В'С'Д') появлялись трещины.

Для объяснения причин образования трещин в углах матрицы была рассмотрена схема взрывного нагружения цилиндра с наружным квадратным поперечным сечением (рис. 4).

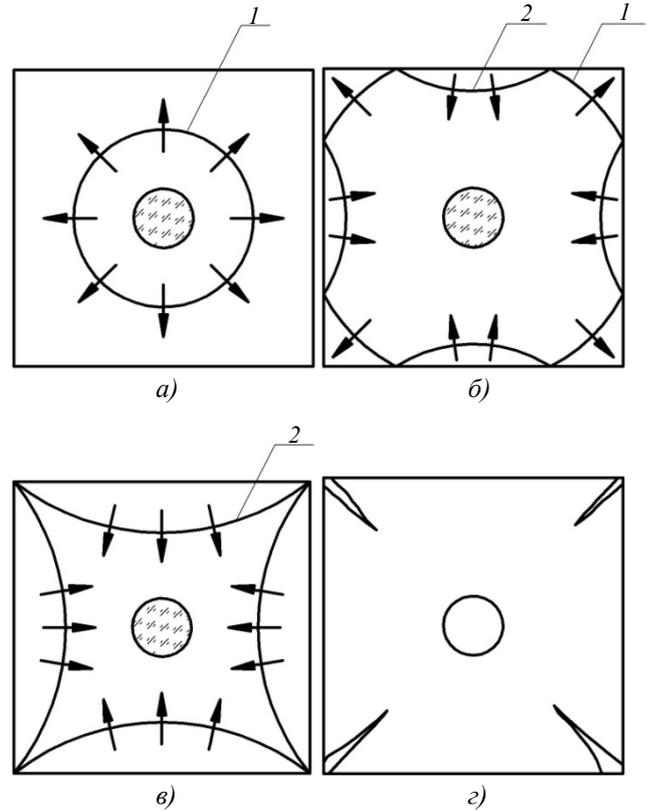


Рис. 4. Кинетика образования угловых разрушений при взрывном нагружении квадрата с внутренней цилиндрической полостью: а – фронт сжатой ударной волны 1; б – начало образования фронта отраженной волны растяжения (разгрузки) 2; в – продвижение волн разгрузки на угловые участки; г – образование угловых разрушений в результате взаимодействия волн сжатия и разгрузки

Если условно разделить цилиндр пополам, то такая схема будет аналогична предложенной на рис. 3, б. При детонации заряда ВВ внутри цилиндрической полости образуется мощный фронт сжатой ударной волны 1 (рис. 4, а). При падении фронта ударной волны на наружные поверхности цилиндра возникают отраженные волны растяжения (разгрузки) 2, распространяющиеся внутри области сжатия (рис. 4, б). При встрече фронтов волн разгрузки и сжатия вдоль диагональных сечений возникают значительные растягивающие напряжения (рис. 4, в), которые и приводят к растрескиванию цилиндра в углах (рис. 4, г). Поэтому с целью повышения дол-

говечности и исключения возможности образования трещин углы матрицы выполняли закругленными (см. рис. 1, а).

Для исследования закономерностей деформирования биметаллических заготовок при сварке взрывом с одновременной штамповкой применялись три основные схемы взрывного нагружения (см. рис.1): схема № 1 предназначена для нанесения плакирующего слоя внутри биметаллической заготовки; для получения деталей с расположением плакировки снаружи целесообразно применять схему № 2, в которой в качестве матрицы используют

массивный стальной стержень; для гибки и формовки толстых биметаллических заготовок, к которым не предъявляются высокие требования по качеству штамповки, применяют наиболее простую и технологичную схему № 3, позволяющую непосредственно на полигоне варьировать в достаточно широком диапазоне параметры и форму матрицы. Условия проведения экспериментов и результаты исследования влияния схемы динамического нагружения на формирование биметаллического соединения при сварке взрывом с одновременной штамповкой приведены в таблице.

Влияние схемы динамического нагружения на радиальную деформацию и относительную прочность армко-железо + Ст3 при сварке взрывом с одновременной штамповкой

Номер схемы	Толщина пакета, мм $\delta_{\Pi} = \delta_1 + \delta_2$	Ширина пакета (основной пластины) b , мм	Параметры матрицы, мм		Коэффициент формы детали f_{\max}/a	Радиальная деформация ϵ_r , %	Относительная прочность соединения $\sigma_{отр}/\sigma_{исх}$
			f_m	R_m			
1	2+5	125	60	60	0,32	4,7	1,12
	2+10				0,35	10,0	1,10
2	2+5				0,30	4,3	1,15
	2+10				0,30	8,8	1,10
3	2+5				0,36	5,4	1,08
	2+10				0,38	10,3	1,10

Полученные результаты экспериментов свидетельствуют о возможности практического применения любой из трех исследуемых схем сварки взрывом с одновременной штамповкой. Во всех опытах была достигнута равнопрочность биметаллического соединения армко-железо + Ст3. При этом около 90 % образцов разрушалось по армко-железу с прочностью на отрыв слоев $\sigma_{отр} = 330...360$ МПа. Металлографические исследования микроструктуры границы соединения не выявили дефектов в виде непроваров, расслоений, трещин, пор и др.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что дополнительная штамповка на общепринятых для сварки взрывом режимах без их интенсификации позволяет достигать значительных деформаций и получать качественные биметаллические заготовки с высоким коэффициентом формы детали.

Следующий этап исследований был направлен на изучение влияния материала матрицы на качество штамповки получаемых биметаллических заготовок в процессе сварки взрывом. При проведении исследований изменяли материал матрицы (металл, бетон, пе-

сок) и толщину пакета ($\delta_{\Pi} = 15...25$ мм), остальные параметры во всех экспериментах сохранялись идентичными.

Экспериментально установлено, что наиболее высокое качество штамповки достигается при использовании металлической матрицы, для которой отклонение от заданной цилиндрической формы детали не превышает 2 % (рис. 5).

При использовании бетонной матрицы отклонение от заданной формы детали при толщине пакета $\delta_{\Pi} = 15$ мм не превышает 4 %. С увеличением толщины пакета качество штамповки снижается и при $\delta_{\Pi} = 25$ мм отклонение от заданной формы детали колеблется в диапазоне от 3 до 10 % (см. рис. 5).

Следует отметить, что бетонная матрица одноразового использования, поэтому ее целесообразно применять при единичном производстве крупногабаритных изделий сложной конфигурации. Использование песчаной матрицы для получения цилиндрического профиля детали нежелательно из-за низкого качества штамповки. Такие матрицы целесообразно применять для гибки толстых заготовок или штамповки изделий коробчатого типа.

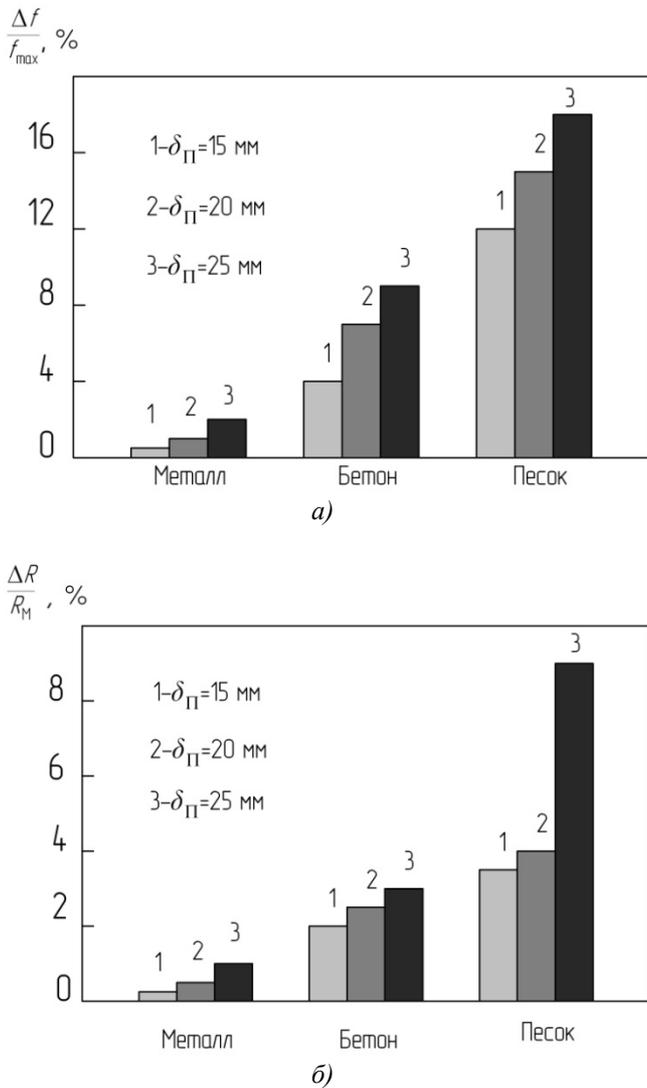


Рис. 5. Влияние материала матрицы на относительный прогиб (а) и относительный радиус (б) отштампованных биметаллических заготовок

Для исследования влияния технологических параметров на формирование биметаллических заготовок при сварке взрывом с одновременной штамповкой применялась схема №2, позволяющая за счет простоты варьировать параметры матрицы в достаточно широком диапазоне. В первой серии экспериментов изменяли толщину пакета δ_{II} при постоянном значении его ширины b и длины ℓ ; во второй серии – изменяли ширину пакета b при постоянном значении его толщины и длины; в третьей серии – изменяли длину ℓ пакета при постоянном значении его толщины и ширины.

Результаты экспериментов показали, что с увеличением толщины пакета до $\delta_{II} = 17$ мм при постоянном значении его ширины b и длины ℓ сначала наблюдается рост радиальной деформации биметаллической заготовки до $\epsilon_r \sim 12$ %, при этом максимальный прогиб f_{max}

остается постоянным (рис. 6, область А). Дальнейшее увеличение толщины пакета δ_{II} приводит к резкому снижению как радиальной деформации ϵ_r , так и максимального прогиба f_{max} биметаллической заготовки (рис. 6, область В).

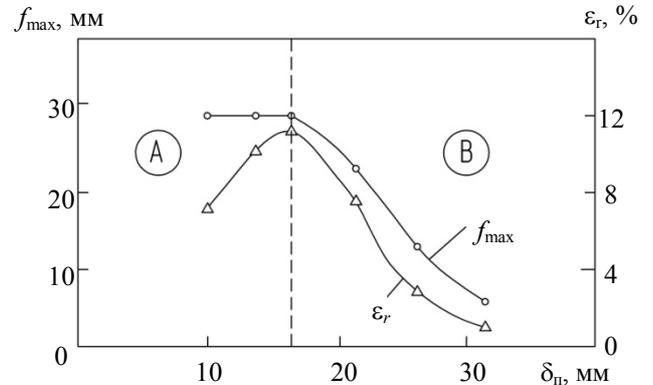


Рис. 6. Влияние толщины пакета δ_{II} на максимальный прогиб f_{max} и радиальную деформацию ϵ_r биметаллической заготовки

С увеличением ширины пакета b при постоянном значении его толщины δ_{II} и длины ℓ максимальный прогиб возрастает до $f_{max} \sim 8$ %, а радиальная деформация при этом практически остается постоянной $\epsilon_r \sim 5$ % (рис. 7).

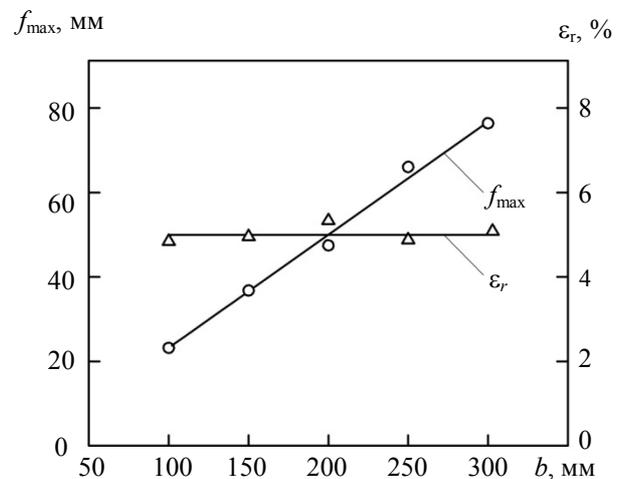


Рис. 7. Влияние ширины пакета b на максимальный прогиб f_{max} и радиальную деформацию ϵ_r биметаллической заготовки

По сравнению с шириной b пакета его длина ℓ не оказывает существенного влияния на радиальную деформацию ϵ_r . Так, увеличение длины пакета ℓ в пять раз (от 100 до 500 мм) при постоянном значении его толщины δ_{II} и ширины b практически не приводит к изменению максимального прогиба f_{max} и радиальной деформации ϵ_r , величины которых на протяжении всей длины пакета остаются постоянными: $f_{max} = 23...24$ мм; $\epsilon_r = 9...9,5$ %.

Полученные результаты проведенных исследований послужили основой для разработки новых комбинированных технологических процессов изготовления с помощью сварки взрывом с одновременной штамповкой профилированных изделий для нужд машиностроения (рис. 8), что по сравнению с базовыми технологиями позволяет исключить применение прессо-штампового оборудования, уменьшить трудоемкость, повысить производительность при существенной экономии дорогостоящих материалов.

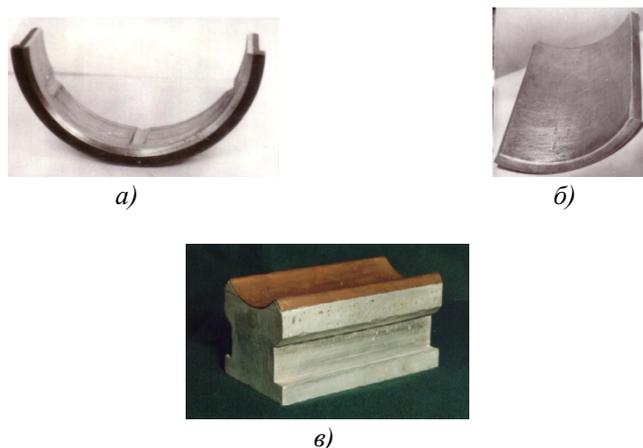


Рис. 8. Изделия с цилиндрическим профилем, полученные сваркой взрывом с одновременной штамповкой:

а – бронзо-стальной вкладыш подшипника скольжения;
 б – бронзо-стальная накладка насоса;
 в – медно-алюминиевая токоподводящая колодка

ВЫВОДЫ

1. При сварке взрывом с одновременной штамповкой можно применять как металлические матрицы, обеспечивающие отклонение от заданной цилиндрической формы детали не более 2 %, так и бетонные – с точностью формирования цилиндрического профиля до 10 %. Песчаные матрицы целесообразно применять для гибки толстых заготовок или формовки изделий коробчатого типа, к которым не предъявляются высокие требования по качеству штамповки.

2. Экспериментально установлено, что с увеличением толщины пакета до 17 мм при постоянном значении его ширины и длины сначала наблюдается рост радиальной деформации до $\epsilon_r \sim 12\%$, при этом максимальный прогиб f_{\max} остается постоянным, а затем дальнейшее увеличение толщины пакета приводит к резкому снижению как радиальной деформации ϵ_r , так и максимального прогиба

f_{\max} биметаллической заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лысак, В.И., Кузьмин, С.В. Сварка взрывом. – М.: Машиностроение-1, 2005, – 544 с.
2. Яковлев, И.В., Пай, В.В. Сварка металлов взрывом. Новосибирск: СО РАН, 2013. – 565 с.
3. Оголихин, В.М., Яковлев, И.В. Сварка взрывом в электрометаллургии. Новосибирск: СО РАН, 2009. – 160 с.
4. Трыков, Ю.П., Шморгу, В.Г., Гуревич, Л.М. Деформация слоистых композитов. – Волгоград: РПК "Политехник", 2001. – 241 с.
5. Лысак, В.И., Кузьмин, С.В., Кривенцов, А.Н., Кузьмин, В.И. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом // Наука – производству. – 2005. – №1. – С.17–21
6. Mynors D., Zhang B. Applications and capabilities of explosive forming // *J. Mater. Proc. Technol.* 2002. № 125. P. 1 – 25.
7. Кузьмин, В.И., Кривенцов, А.Н., Балуйев, А.В. Кинетика полета, определение скоростей движения и соударения пакета при сварке взрывом // Сварочное производство. – 2000. – № 3. – С.25–28.
8. Анучин, М.А. Штамповка взрывом. – М.: Машиностроение, 1972. – 152 с.

REFERENCES

1. Lysak, V.I., Kuzmin, S.V. *Explosion Welding*. – M.: Mechanical Engineering-1, 2005, – pp. 544.
2. Yakovlev, I.V., Pai, V.V. *Metal Welding with Explosion*. Novosibirsk: SB RAS, 2013. – pp. 565.
3. Ogolikhin, V.M., Yakovlev, I.V. *Explosion Welding in Electrometallurgy*. Novosibirsk: SB RAS, 2009. – pp. 160.
4. Trykov, Yu.P., Shmorgun, V.G., Gurevich, L.M. *Layered Composite Deformation*. – Volgograd: RPC "Polytechnic", 2001. – pp. 241.
5. Lysak, V.I., Kuzmin, S.V., Kriventsov, A.N., Kuzmin, V.I. Physical fundamentals and fields of practical use of metal explosion welding // *Science to Production*. – 2005. – №1. – pp.17–21
6. Mynors D., Zhang B. Applications and capabilities of explosive forming // *J. Mater. Proc. Technol.* 2002. № 125. P. 1–25.
7. Kuzmin, V.I., Kriventsov, A.N., Baluyev A.V. Flight kinetics, definition of motion speeds and package concussion at explosion welding // *Welding Engineering*. – 2000. – № 3. – pp. 25–28.
8. Anuchin, M.A. *Explosive Fabrication*. – M.: Mechanical Engineering, 1972. – pp. 152.

Рецензент д.т.н. О.Н. Федонин

УДК 621.791.92
DOI: 10.12737/20807

В.А. Лебедев, д.т.н.,
С.В. Новиков, ведущий инженер
(ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев)
E-mail: valpaton@ukr.net

Разработка алгоритма сложных колебаний для обеспечения сплошности дуговой наплавки

Представлен расчёт скорости наплавки, исходя из условия сплошности в случае гармонического колебания сварочного инструмента и одновременного периодического воздействия на сварочную ванну по заданному закону как поперёк оси шва, так и вдоль него.

Ключевые слова: сплошность; периодическое воздействие; скорость наплавки; гармоническое колебание.

V.A. Lebedev, D.Eng.,
S.V. Novikov, Principal engineer
(Paton IEW of NAS of Ukraine, Kiev)

Development of complicated oscillation algorithm for continuity assurance at arc welding deposition

A theoretical development of formulae for the definition of a speed of welding deposition on a flat is presented where in the first case cross oscillations are applied on it and in the second one – longitudinal oscillations. The law of oscillation motion for both variants and also the law of sinusoidal oscillations of a welding tool are specified. In such a way, the computation of the rate of welding deposition in both cases is carried out under conditions of an additive oscillation effect.

The realization of continuity conditions with the application of a heating source motion according to a sinusoidal law at a motionless surface to be under welding deposition – a uniform formation of a beaded weld on a width which is characterized by the position of a continuity point is assumed as a basis of the computation.

In case of a shift of the surface under welding deposition this condition will change considerably as a point of continuity will be shifted in which connection in the first case – crosswise, and in the second – lengthwise. The module of the shift of this point is specified by a differential equation which describes motion character equally both at longitudinal and transversal shift of the surface under welding deposition. Final expressions for a welding deposition rate will differ that is caused by a difference in a mathematical description of a continuity condition.

Keywords: continuity; periodical effect; welding deposition rate; harmonic oscillation.

Как известно, управление структурой металла наплавочного или сварного шва весьма эффективно осуществляется посредством наложения низкочастотных механических колебаний на сварочный инструмент или расплав сварочной ванны [1 – 5]. При этом оптимальным, с точки зрения формирования структуры, характером колебаний является гармонический [5 – 6], а величина частоты определяется собственной частотой кристаллизации данного типа металла, которая непосред-

венно зависит от скорости сварки (наплавки) [3, 4, 7].

В случае наплавки немаловажной является проблема сплошности шва, т.е. проблема соблюдения условия формирования сплошного по ширине наплавленного валика. В математическом смысле данное условие обеспечивается в том случае, если нормаль AB в произвольной точке графика функции $y = \frac{L}{2} \sin \omega t$,

из точки A (середина между двумя максимумами) будет иметь длину, равную половине ширины поперечного шва $-l/2$ [8] (рис. 1).

Математически это описывается системой уравнений [9]:

$$\begin{cases} a = -\frac{2v_n}{L\omega \cos \omega t} \\ |x_2 - x_1| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \\ \left(\frac{l}{2} \right)^2 = (x_2 - x_1)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)^2 \end{cases} \quad (1.1)$$

где a – угловой коэффициент нормали; ω – частота колебания; L – размах колебания.

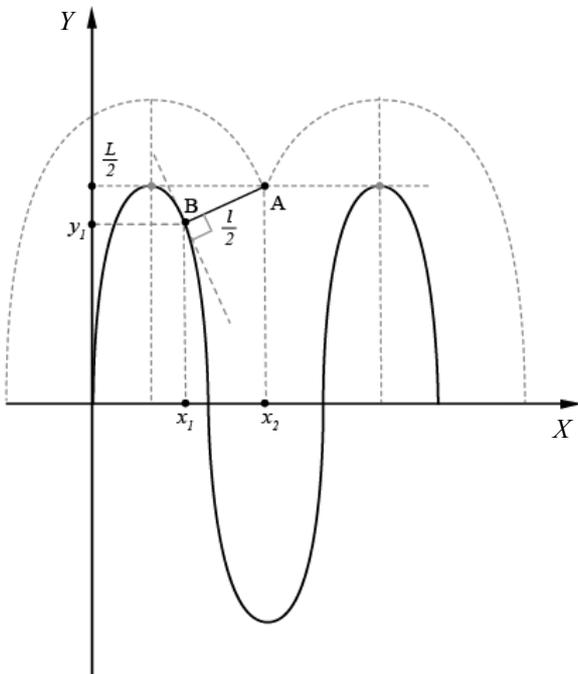


Рис. 1. Схема реализации наплавки с учётом концепции сплошности

Модуль обусловлен тем фактом, что расстояние является положительной величиной. Решение системы имеет вид:

$$v_n = \frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2}} \quad (2.1)$$

Большинство авторов при исследовании влияния внешнего колебания на структуру металла шва ограничиваются одним типом такого колебания, однако, как показано в работе [10], наилучшие результаты в формировании структуры были получены при сложном дви-

жении источника нагрева, а именно при его прямолинейном и равномерном перемещении с одновременным вращением по эллиптической траектории вокруг своей оси.

Такое движение можно рассматривать как аддитивное влияние поперечных и продольных колебаний. В данной работе делается попытка математически описать этот процесс при условии наплавки на плоскую подложку, где основным будет условие соблюдения сплошности наплавленного валика.

Пусть наплавка производится на плоскую деталь, которая колеблется по определённому заданному закону $\psi(t)$, а сварочный инструмент перемещается со скоростью v_n , испытывая поперечные гармонические колебания, описываемые уравнением $y = \frac{L}{2} \sin \omega t$, где

ω – частота колебания; L – размах колебания. Тогда точка сопряжения валиков A будет

→ смещаться на некоторый вектор u перпендикулярный оси X , а отрезок нормали AB займёт положение $A'B'$ (рис. 2).

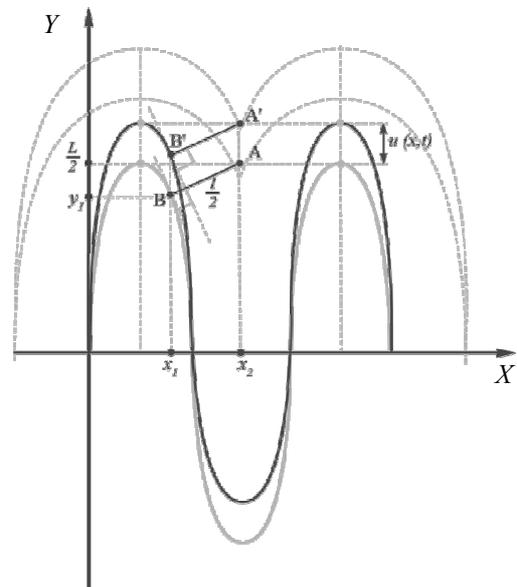


Рис. 2. Изменение положения точки сопряжения валиков при поперечных колебаниях сварочной ванны в момент времени t

Величину смещения точки A можно описать функцией $u(x,t)$, при этом координата y изменится на эту величину и станет равной

$y' = \frac{L}{2} \sin \omega t + u(x,t)$, тогда система уравнений (1.1) примет вид:

$$\left\{ \begin{aligned} a &= -\frac{1}{\frac{\partial y'}{\partial x}} = -\frac{1}{\frac{\partial y'}{\partial t} dt} = -\frac{1}{\frac{L\omega \cos \omega t + \frac{\partial u}{\partial t}}{\frac{\partial x}{\partial t} dt}} = -\frac{2v_H}{L\omega \cos \omega t + 2\frac{\partial u}{\partial t}}; \\ |x_2 - x_1| &= \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t + u(x, t) \right); \\ \left(\frac{l}{2} \right)^2 &= (x_2 - x_1)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t + u(x, t) \right)^2. \end{aligned} \right. \quad (1.2)$$

Функция $u(x, t)$ определяется из дифференциального уравнения гиперболического типа [11]:

$$\left(\frac{\partial \left(\frac{\partial u}{\partial t} \right)}{\partial t} \right) = c^2 \left(\frac{\partial \left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)}{\partial x} \right), \quad (3)$$

где $c = \sqrt{\frac{F}{\rho}}$, (F – сила обусловленная вязкостью расплава; ρ – плотность расплава) – коэффициент учитывающий силу инерции и силу поверхностного натяжения расплава в точке A , который в случае однородного расплава является постоянным.

Граничными для данного уравнения будут условия:

$$u(0, t) = u(K, t) = \psi(t), \quad (4)$$

где K – длина шва.

А начальными:

$$\begin{aligned} u(x, 0) &= \psi(0); \\ \left(\frac{\partial u(x, t)}{\partial x} \right) \Big|_{t=0} &= \left(\frac{\frac{\partial \psi(t)}{\partial t} dt}{\frac{\partial x}{\partial t} dt} \right) \Big|_{t=0} = \left(\frac{\frac{\partial \psi(t)}{\partial t}}{v_H} \right) \Big|_{t=0} = \frac{1}{v_H} \left(\frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \right) \Big|_{t=0}. \end{aligned} \quad (5)$$

Объединяя выражения (3) – (5), получим систему уравнений:

$$\left\{ \begin{aligned} \left(\frac{\partial \left(\frac{\partial u}{\partial t} \right)}{\partial t} \right) &= c^2 \left(\frac{\partial \left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)}{\partial x} \right) \\ u(0, t) &= u(K, t) = \psi(t) \\ u(x, 0) &= \psi(0) \\ \left(\frac{\partial u(x, t)}{\partial x} \right) \Big|_{t=0} &= \frac{1}{v_H} \left(\frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \right) \Big|_{t=0} \end{aligned} \right. \quad (6)$$

Решение данной системы будет иметь вид:

$$u(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} \left(\psi(0) \cos \frac{\pi n}{K} ct + \frac{K}{\pi n c} \frac{1}{v_H} \left(\left(\frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \right) \Big|_{t=0} \right) \sin \frac{\pi n}{K} ct \right) \sin \frac{\pi n}{K} x + \psi(t), \quad (7)$$

где n – любое целое число.

Решение системы (1.2) с учётом (7) даёт выражение для v_H в неявном виде:

$$v_H = \frac{\left(L\omega \cos \omega t + 2 \frac{\partial u(x, t)}{\partial t} \right) \left(1 - \sin \omega t + 2 \frac{u(x, t)}{L} \right)}{2 \sqrt{\left(\frac{L}{L} \right)^2 - \left(1 - \sin \omega t + 2 \frac{u(x, t)}{L} \right)^2}}. \quad (2.2)$$

Учитывая условия, накладываемые на знаменатель формулы (2.2), а также формулы (4), (5), (7) и саму формулу (2.2), можно написать систему уравнений, определяющих скорость наплавки с гармоническими колебаниями сварочного инструмента и дополнительным периодическим воздействием на сварочную ванну $\psi(t)$, осуществляемого перпендикулярно оси сварного шва:

$$\left\{ \begin{array}{l} v_H = \frac{\left(L\omega \cos \omega t + 2 \frac{\partial u(x, t)}{\partial t} \right) \left(1 - \sin \omega t + 2 \frac{u(x, t)}{L} \right)}{2 \sqrt{\left(\frac{L}{L} \right)^2 - \left(1 - \sin \omega t + 2 \frac{u(x, t)}{L} \right)^2}}; \\ u(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} \left(\psi(0) \cos \frac{\pi n}{K} ct + \frac{K}{\pi n c} \frac{1}{v_H} \left(\left(\frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \right) \Big|_{t=0} \right) \sin \frac{\pi n}{K} ct \right) \sin \frac{\pi n}{K} x + \psi(t); \\ \left(\frac{L}{L} \right) > 1 - \sin \omega t + 2 \frac{u(x, t)}{L}. \end{array} \right. \quad (8)$$

Аналитическое решение данной системы представляет собой значительные трудности, что обуславливает её решение численными методами.

В случае продольного периодического воздействия $\psi(t)$ относительно оси шва координата x будет равна $x' = x_2 - x_1 = x_2 - x_1 + u(x, t)$ (рис. 3), а система (1.1) преобразуется к виду:

$$\left\{ \begin{array}{l} a = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial x'}} = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t} dt} = -\frac{1}{\frac{L\omega \cos \omega t}{2} \frac{\partial u(x, t)}{v_H + \frac{\partial u(x, t)}{\partial t}}}; \\ |x_2 - x_1 + u(x, t)| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right); \\ \left(\frac{L}{2} \right)^2 = (x_2 - x_1 + u(x, t))^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)^2. \end{array} \right. \quad (1.3)$$

Решением данной системы будет выражение:

$$v_H = \frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2}} - \frac{\partial u(x, t)}{\partial t}. \quad (2.3)$$

Величина горизонтального отклонения $u(x, t)$ точка A будет определяться теми же зависимостями, а также граничными и начальными условиями, что и в случае вертикального отклонения [11]. Тогда с учётом формулы (7) окончательная формула будет иметь вид:

$$v_H = \frac{1}{2} \left[\begin{aligned} & \left(\frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2}} + \psi(0) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\pi n c}{K} \sin \frac{\pi n}{K} ct \sin \frac{\pi n}{K} x - \frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \right) \pm \\ & \sqrt{\left(\frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2}} + \psi(0) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\pi n c}{K} \sin \frac{\pi n}{K} ct \sin \frac{\pi n}{K} x - \frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \right)^2 + 4 \sum_{n=1}^{\infty} \left(\left(\frac{\partial \psi(t)}{\partial t} \right) \Big|_{t=0} \right) \cos \frac{\pi n}{K} ct \sin \frac{\pi n}{K} x} \end{aligned} \right]. \quad (2.3.1)$$

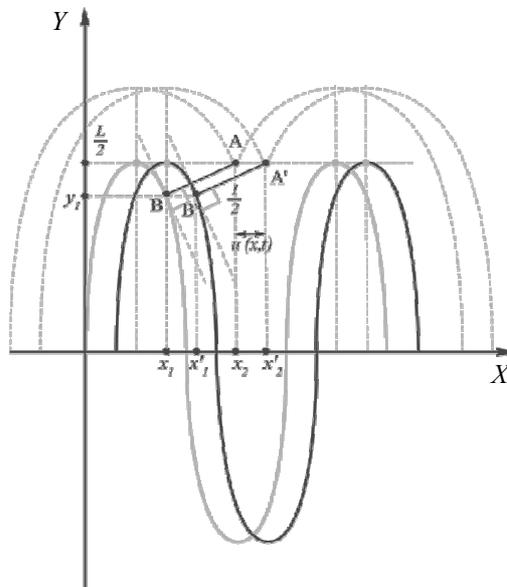


Рис. 3. Изменение положения точки сопряжения валков при продольных колебаниях сварочной ванны в момент времени t

Значения v_H , рассчитанные по формуле (2.3.1) для значений $0 < \frac{l}{L} < 2$ должны удовлетворять следующему неравенству [11]:

$$\frac{L\omega}{2} \frac{\frac{l}{L} \sqrt{1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2}}{\left| \arcsin \left(1 - \frac{l}{L}\right) \right|} > v_H > \frac{L\omega}{2} \frac{\frac{l}{L} \sqrt{1 - \left(\frac{l}{L}\right)^2}}{\left| \pi - \arcsin \left(1 - \frac{l}{L}\right) \right|}. \quad (9)$$

Данное условие обусловлено ограничениями на определённое значение v_n , накладываемое знаменателем первого члена формулы (2.3.1). Для значений $\frac{l}{L} \geq 2$ данная формула ограничений не имеет.

Выводы:

1. Приведен расчёт скорости наплавки с соблюдением условия сплошности формирования наплавочного валика с одновременным периодическим воздействием на расплав сварочной ванны 2-х процессов: колебания сварочного инструмента и расплава сварочной ванны. Рассмотрены случаи как продольных, так и поперечных колебаний сварочной ванны относительно оси сварного шва.

2. Расчёт скорости наплавки с поперечным периодическим воздействием на сварочную ванну не является однозначным, что требует применения численных методов решения.

3. Влияние на формирование структуры металла сварного шва подобных технологических решений аддитивного характера, с учётом соблюдения условия сплошности ещё не исследовано на практике, что обуславливает необходимость проведения соответствующих исследований.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сараев, Ю.Н., Лебедев, В.А., Новиков, С.В. Анализ существующих методов управления структурой металла сварного шва // *Машиностроение: сетевой электронный научный журнал*. – 2016. – Т.4, №1. – С. 16–26.
2. Сутырин, Г.В. Исследование механизма воздействия низкочастотной вибрации на кристаллизацию сварочной ванны // *Автоматическая сварка*. – 1975. – № 5. – С. 7 – 10.
3. Болдырев, А.М. О механизме формирования структуры металла шва при введении низкочастотных колебаний в сварочную ванну // *Сварочное производство*. – 1976. – № 2. – С. 52–55.
4. Славин, Г.А. Формирование дезориентированной структуры металла шва при наложении низкочастотных возмущений на сварную ванну // *Сварочное производство*. – 1980. – № 6. – С. 3–5.
5. Аристов, С.В., Руссо, В.Л. Кристаллизация металла шва при низкочастотных колебаниях расплава // *Сварочное производство*. – 1982. – № 11. – С. 42–44.
6. Морозов, В.П. Анализ условий формирования измельченной структуры при кристаллизации металла сварочной ванны с наложением внешних периодических возмущений // *Известия вузов. Машиностроение*. – 2006. – № 8. – С. 41–54.

7. Морозов, В.П. Влияние колебательного механизма кристаллизации на процесс измельчения первичной структуры металла шва и зоны термического влияния // *Наука и образование*. – 2010. – № 9. – С. 1–18.

8. Данилов, А.И. и др. Условие сплошности наплавки при движении источника нагрева по синусоидальному закону // *Сварочное производство*. – 1980. – № 2. – С. 26.

9. Лебедев, В.А., Драган, С.В., Новиков, С.В. Определение параметров импульсного механического воздействия на сварочную ванну для структуризации металла при автоматической дуговой наплавке // *Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування*. 2016. № 1.

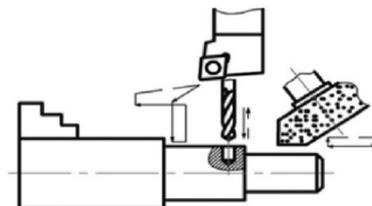
10. Чен Сяофун, Ши Цзунъяо и др. Особенности кристаллизации металла шва при ЭЛС алюминиевых сплавов со сканированием пучка // *Автоматическая сварка*. – 1988. – № 10.

11. Тихонов, А.Н., Самарский, А.А. Уравнения математической физики. М.: Наука, 1977. С. 23, 27, 86, 103.

REFERENCES

1. Sarayev, Yu.N., Lebedev, V.A., Novikov, S.V. Analysis of existing methods for metal structure control in weld seam // *Mechanical Engineering: network electronic scientific journal*. – 2016. – Vol.4, №1. – pp. 16–26.
2. Sutyurin, G.V. Investigation of low-frequency oscillation effect mechanism upon molten pool crystallization // *Automatic Welding*. – 1975. – № 5. – pp. 7–10.
3. Boldyrev, A.M. On mechanism of metal weld seam formation at low-frequency oscillations introduction into molten pool // *Welding Engineering*. 1976. – № 2. – pp. 52–55.
4. Slavin, G.A. Formation of disoriented metal seam structure at application of low-frequency disturbances upon molten pool // *Welding Engineering*. – 1980. – № 6. – pp. 3–5.
5. Aristov, S.V., Russo, V.L. Metal seam crystallization at melt low-frequency oscillations // *Welding Engineering*. – 1982. – № 11. – pp. 42–44.
6. Morozov, V.P. Analysis of milled structure formation at molten pool metal crystallization with application of external periodical disturbances // *College Proceedings. Mechanical Engineering*. – 2006. – № 8. – pp. 41–54.
7. Morozov, V.P. Effect of crystallization oscillation mechanism upon decomposition process of metal seam primary structure and thermal effect area // *Science and Education*. – 2010. – № 9. – pp. 1–18.
8. Danilov, A.I. et al. Condition for welding deposition continuity at heating source motion according to sinusoidal law // *Welding Engineering*. – 1980. – № 2. – pp. 26.
9. Lebedev, V.A., Dragan, S.V., Novikov, S.V. Definition of pulse mechanical effect parameters upon molten pool for metal structuring at automatic arc welding deposition // *Proceedings of Shipbuilding National University*. 2016. № 1.
10. Chen Siao fun, Shi Tsunyao et al. Peculiarities in metal seam crystallization at aluminum alloy electric welding with beam scanning // *Automatic Welding*. – 1988. – № 10.
11. Tikhonov, A.N., Samarsky, A.A. Equations of Mathematical Physics. M.: Science, 1977. pp. 23, 27, 86, 103.

Рецензент чл.–кор. В.И. Лысак



УДК 621.919
DOI: 10.12737/20813

**В.В. Клепиков, Д.Т.Н.,
А.А. Черепакхин, К.Т.Н.**
(Московский государственный машиностроительный университет (ММИ))
E-mail: prof_klepikov@mail.ru , tkm1410@yandex.ru

Оптимизация процессов протягивания шлицевых отверстий и шлифования цилиндрических поверхностей закаленных зубчатых колес

Рассмотрено влияние технологических параметров на точность обработки зубчатого венца дискового колеса с центральным отверстием и стойкость режущего инструмента. Разработанная модель процесса обработки позволила снизить усилия резания за счет предварительного натяга на элементы, формирующие шлицевое отверстие.

Ключевые слова: зубчатое колесо; центральное отверстие; протягивание; шевингование; точность обработки.

**V.V. Klepikov, D.Eng.,
A.A. Cherepakhin, Can.Eng.**
(Moscow State Mechanical Engineering University (MAMI))

Optimization of spline hole broach processes and grinding of cylindrical surfaces in hardened cog-wheels

One of the factors affecting considerably gear cutting accuracy consists in technological basis quality. The largest influence upon treatment accuracy of a reference hole have broach wear and errors in hole grinding. In the paper there are shown the investigation results of technological parameter effect upon broach stability and accuracy in broach treatment and grinding of a reference splined hole. The developed model of a process and a tool test allowed defining optimum parameters from the point of view of the treatment accuracy, surface layer parameters and life of a tool and cutting modes. It was considered simultaneously the hardening impact upon a reference hole surface layer.

Keywords: cog-wheel; central hole; broach; shaving; machining accuracy.

В настоящее время при проектировании технологических процессов производства цилиндрических зубчатых колес необходим комплексный подход к решению задач по обеспечению заданной точности и качества рабочих поверхностей (зубьев и базовых поверхностей).

Исходя из принципа системности [3], технологический процесс обработки включает в себя способ воздействия на обрабатываемый материал. Алгоритмическая процедура целенаправленного совершенствования технологических процессов включает в себя экспериментальные исследования основных этапов обработки зубчатых колес и их теоретическое

обоснование [4].

Особое внимание необходимо уделять способам формообразования базовых и рабочих поверхностей детали.

Рассмотрим конкретный пример структурно-параметрического анализа отдельных методов чистовой обработки цилиндрических зубчатых колес, в частности обработки базового шлицевого отверстия протягиванием, обработки базового торца полированием и обработки зубьев колес – шевингованием.

При этом обрабатывающий инструмент представляется в виде интегральной характеристической способа обработки зубчатого колеса, а характеристики заготовки – как квази-

постоянных во времени [1].

В технологических лабораториях МГИУ и МГТУ (МАМИ) (в настоящее время объединенные в Университет машиностроения) проводился цикл НИР, целью которых являлось повышение точности обработки дисковых зубчатых колес с центральным базовым шлицевым отверстием.

Работы проводились в три этапа. На первом этапе проводились стойкостные испытания протяжек и исследование влияния технологических факторов на точность протягивания шлицевого отверстия [1]. На втором этапе исследовалась возможность повышения точности обработки базового торца. На третьем этапе исследовалась возможность повышения точности обработки зубчатых венцов с использованием традиционной технологии «фрезерование червячной фрезой – шевингование» за счет корригирования профиля зуба шевера.

Обычно шлицевое базовое отверстие в цилиндрических зубчатых колесах обрабатывается методом протягивания. При этом наиболее сложной проблемой остается повышение качества центрирующих боковых поверхностей, образующихся в результате их формирования вспомогательными кромками режущих зубьев протяжек [2].

В качестве объекта исследования взяты внутренние шлицевые поверхности с прямоугольным и эвольвентным профилем как прошедшие, так и не прошедшие термическую обработку.

В качестве заготовок применялись равножесткие (цилиндрические) и неравножесткие (конические) заготовки, а также шестерни промежуточного вала, шестерня первой передачи вторичного вала грузового автомобиля.

Исследования проводились при следующих условиях:

оборудование – вертикально-протяжной станок;

режущий инструмент – цельные шлицевые протяжки из быстрорежущей стали Р6М5; скорость протягивания – 2...8 м/мин;

технологическая база – обработанный торец заготовки;

технологический маршрут обработки отверстия: зенкерование, цилиндрическое протягивание, шлицевое протягивание.

Для определения скоростного диапазона протягивания были проведены испытания на различных скоростях резания.

В результате было выявлено, что скорость резания 8 м/мин является предельной. При

больших скоростях на обработанной поверхности появляются следы вибраций, распространяющиеся на всю длину обработки (рис. 1).

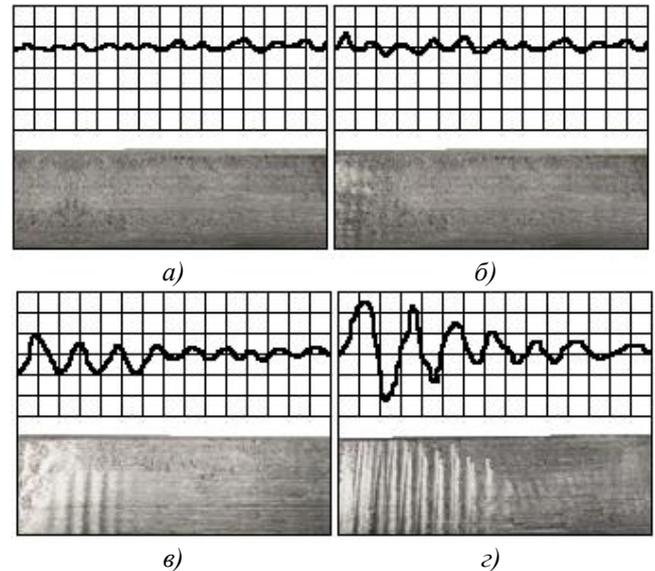


Рис. 1. Обработанная поверхность (сталь 18ХГТ; $S_z = 0,04$ мм; материал режущей части – сталь Р6М5; $\times 100$) после протягивания с различными скоростями резания:

а – 8 м/мин; б – 9 м/мин; в – 15 м/мин; з – 20 м/мин

Снижение качества протянутого шлицевого отверстия после термической обработки потребовало изучения технологических возможностей протяжного инструмента на заготовках, прошедших термическую обработку.

Стойкостные испытания проводились при протягивании шлицевого отверстия со скоростью резания 8 м/мин.

Для точного определения величины площадки износа на задних поверхностях зубьев нанесены базовые линии l (с помощью алмазной пирамидки микротвердомера ПМТ-3) параллельные главной режущей кромке (рис. 2). Во время испытаний через каждые 200 м пути резания режцовые блоки снимались и на инструментальном микроскопе БМИ-III проводились замеры расстояния от базовой линии до площадки износа [5].

Износ по задней поверхности (h_3) определялся по формуле

$$h_3 = l_0 - l_i;$$

где l_0 – расстояние от базовой линии до вершины неизношенного зуба, мм; l_i – расстояние от базовой линии до площадки износа после прохождения i метров пути резания (l_p), м;

$$i = 50; 200 \dots 1200 \text{ м.}$$

Стойкостные испытания показали, что при подачах до 0,07 мм (рис. 3, а), превалирует абразивный износ.

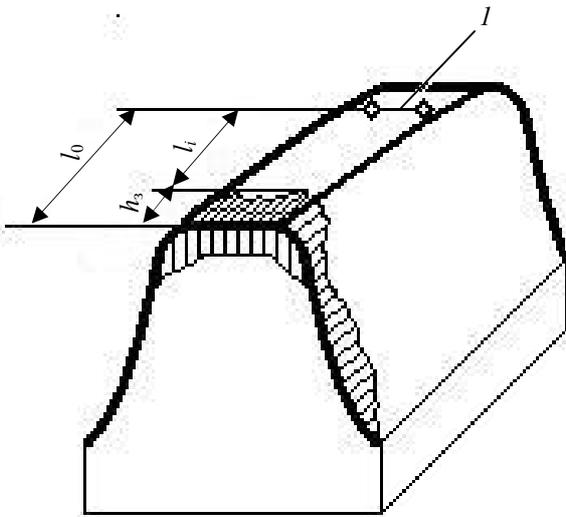


Рис. 2. Схема измерения износа по задней поверхности зуба протяжки:

l – базовая линия; l_0 – расстояние от базовой линии до вершины неизношенного зуба; l_i – расстояние от базовой линии до площадки износа; h_3 – износ по задней поверхности

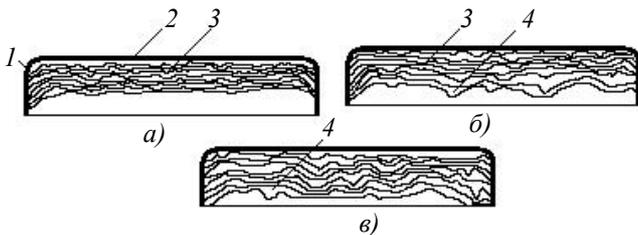


Рис. 3. Изолинии площадки износа по задней поверхности:

а – абразивный износ; б – совмещение абразивного износа и скалывания; в – скалывание; 1, 2 – боковые и верхняя режущие кромки; 3 – изолиния площадки абразивного износа; 4 – скол

При подачах более 0,1 мм происходит скалывание материала с режущих кромок (рис. 3, б, в). При этом сколы являются очагами повышенного износа. Если учитывать только абразивный износ, то кривые износа имеют классический вид, и с повышением подачи на зуб величина износа увеличивается (рис. 4)

Наиболее стабильные результаты по износам зубьев протяжек при обработке заготовок до их термической обработки были получены при использовании СОТС, состоящего из эмульсола ЭТ-2 (45 %) и латекса ПВХ (40 %). Однако проведенные испытания с термически обработанными заготовками показали, что при обработке шлицев наименьшему износу подвергались протяжки, работающие на

ализариновом масле.

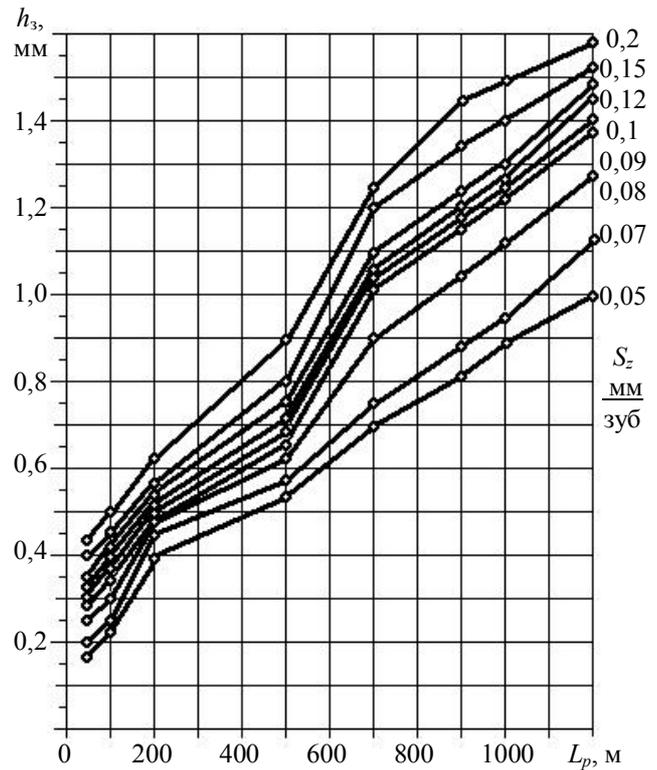


Рис. 4. Кривые абразивного износа зубьев протяжки при скорости резания 8 м/мин

При работе протяжек по термически обработанному материалу было замечено, что с увеличением длины обработки возрастает склонность зубьев протяжного инструмента к молекулярному схватыванию со стружкой. Проведение исследований на образцах из стали 18ХГТ протяжками с основным подъемом на зуб 0,1 мм показало что, с целью снижения вероятности молекулярного схватывания стружки с зубьями протяжки, скорость резания должна быть ограничена (при подъеме на зуб 0,15 мм – 3 м/мин, а при подъеме на зуб 0,05 мм – 7 м/мин).

Марка обрабатываемого материала оказывает существенное значение на износ протяжек. По мере увеличения содержания углерода (до 0,4 %) вне зависимости от подъема на зуб количество задиров на боковых сторонах шлицев уменьшается. Однако при дальнейшем увеличении содержания углерода в стали для всех подъемов на зуб количество задиров поверхностей увеличивается.

При этом было замечено, что радиус округления уголков лезвия зубьев оказывает более заметное влияние на формирование стружки, чем износ по задней грани. Рост радиуса округления достигает определенной величины и только тогда стабилизируется (начинает работать в условиях нормального износа), но не

исключает выкрашивание уголков лезвия зубьев и быстрого перехода на интенсивный их износ.

Стойкостные испытания быстрорежущего инструмента с покрытиями показали следующее.

Покрyтия на основе Ti(C,N) обладают низким коэффициентом трения по стали, что позволяет уменьшить абразивный износ по задним поверхностям. Однако замещение атома азота углеродом в кристаллической решетке нитрида титана снижает ударную вязкость покрытия. Поэтому, при больших подъемах на зуб, наличие покрытия не позволило стабилизировать на длительное время исходный радиус уголков лезвия зубьев и не исключило выкрашивания уголков зубьев и быстрого перехода на интенсивный их износ.

При лезвийной обработке, в результате воздействия нормальной составляющей силы резания, обрабатываемая поверхность подвергается сжатию и вызывает явление наклепа. Осевая составляющая силы резания вызывает перед лезвием напряжение сжатия, а за ним напряжение растяжения. Их совокупное воздействие является причиной возникновения дефектов обрабатываемого поверхностного слоя.

Поэтому целесообразно коренным образом изменить условия резания боковых сторон шлицевого отверстия переходом на создание главной режущей кромки профилирующей боковые стороны шлицев в отверстии, но и в этом случае стабильности качественных показателей достигнуто не было.

Таким образом, предварительный натяг на деформирующие элементы, формирующие шлицевый профиль, создает условия для снижения усилий резания и повышения качества обработки. Следующие за ними выглаживающие элементы обеспечивают, главным образом, стабилизацию заданных качественных параметров боковых сторон шлицев в отверстиях деталей.

Проведенные исследования показали целесообразность применения протяжного инструмента для формирования шлицевых базовых отверстий зубчатых колес, прошедших термическую обработку (нитроцементацию).

Известно, что отклонение от перпендикулярности базового отверстия зубчатого колеса относительно торца и эксцентриситет базового отверстия относительно венца могут отличаться в зависимости от условий обработки цилиндрических зубчатых колес [6]. В процессе обработки базовых поверхностей рабочая поверхность инструмента находится во взаимодействии с заготовкой и претерпевает

различные стадии формирования заданных параметров, качества поверхностного слоя, которые изменяются в зависимости от способа и направления их взаимодействия, а также формы рабочих элементов и их сочетания.

При обработке базового торца и отверстия зубчатого колеса, направление воздействия на поверхность заготовки осуществлялась сначала в одном направлении, а затем в противоположном.

В подтверждении данной концепции рассмотрим результаты исследований упрочняющего шлифования. Исследования проводились на заготовках зубчатых колес и тех же образцах. При анализе изменяемых параметров, в частности глубины и скорости вращения заготовки, оценивались глубина, твердость, изменение структуры, фазовый состав заготовок, прошедших термическую обработку. Экспериментальные исследования проводились на круглошлифовальном станке. Чтобы исключить влияние затупления круга, его правка осуществлялась после обработки каждого образца.

Как показали результаты исследования, увеличение глубины резания (при силовом шлифовании) в 40 раз (от 0,01 до 0,40 мм) вызывает повышение твердости поверхностного слоя в 2 раза. При дальнейшем увеличении глубины резания повышение твердости замедляется и, достигнув определенной величины (0,7...0,9 мм), в дальнейшем практически не изменяется, что можно объяснить интенсивным и длительным нагревом поверхностного слоя, приводящим к более полной аустенизации металла.

Аналогичные результаты были получены и при увеличении частоты вращения заготовки. Таким образом, достигнув предельных значений, обеспечивающих условия полной аустенизации исходной структуры, дальнейшее повышение режимов резания не изменяет твердости поверхностного слоя заготовки.

При увеличении глубины резания и уменьшения скорости вращения заготовки или времени прогрева металла (от температуры выше критической) глубина упрочненного слоя увеличивается. Причем, если определенные значения глубины упрочнения (1,0...1,4 мм) имеют значимый разброс, то в тонких поверхностных слоях (0,1...0,3 мм) наблюдается стабильность полученных результатов.

Плотность теплового потока связана с мощностью процесса шлифования, поэтому за счет контроля мощности на приводе шлифовального круга осуществлялась корректиров-

ка режимов резания.

Экспериментальными исследованиями установлена эмпирическая зависимость между глубиной упрочнения и плотностью потока (рис 5). При снятии припуска в пределах 0,15...0,17 мм на сторону, глубина упрочненного слоя достигла 70 % от величины снимаемого припуска, а твердость возросла в 1,5 раза (от исходной). При снимаемом припуске 0,07 мм отклонение от цилиндричности составила 0,02 мм, а глубина упрочненного слоя 0,1 мм.

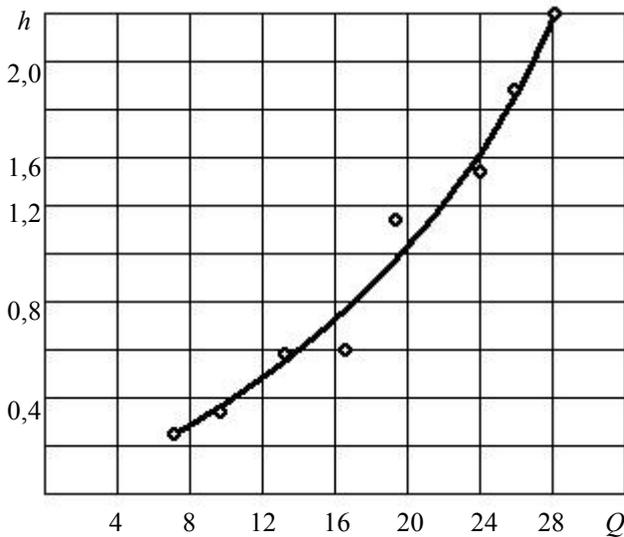


Рис. 5. Зависимость глубины упрочненного слоя h от плотности теплового потока Q

Следует отметить, что мартенсит в упрочненном слое отличается мелкозернистостью (рис. 6), что также можно объяснить значительным нагревом металла вблизи зоны контакта круга с заготовкой.

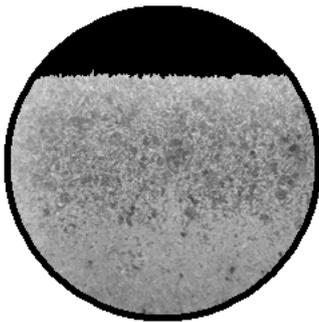


Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя, $\times 200$

Известно, что кроме температуры на структуру упрочненного слоя оказывает влияние давления в зоне резания. Однако при длительном нагреве (малой скорости вращения заготовки) металл прогревается до пластического состояния, и влияние силового фактора становится незначительным. В тоже время значительное увеличение давления в зоне резания приводит к существенным искажениям структуры.

Таким образом, изменение условий обработки, вызванное упрочняющей обработкой, позволило внести более значительные изменения качественных параметров заготовок, чем традиционный подход решения той же задачи.

Например, если при обычном шлифовании, токарной обработке или протягивании базового отверстия зубчатых колес, осуществляемых в обычных условиях (например, при протягивании в 6...8 м/мин), часть параметров, оказывающих влияние на процесс обработки, не учитывались как незначительно влияющие на выходные параметры, то в новых условиях (при скоростях или усилиях на порядок выше) они превращаются в значимые факторы.

Проведенные исследования показывают, что имеется возможность значительного увеличения скорости резания, что позволяет изменить подход к построению технологических процессов.

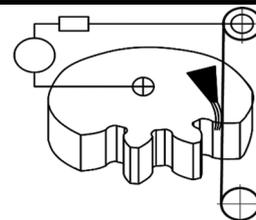
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Диагностика процесса высокоскоростного протягивания фасонных поверхностей / А.А. Черепяхин, В.В. Клепиков, В.М. Виноградов // Научные технологии в машиностроении. – 2013. – № 9 (27). – С. 26–29.
2. Черепяхин, А.А., Клепиков, В.В., Солдатов, В.В. Методы обработки ответственных деталей автомобилей М.: МГИУ, 2011. – 214 с.
3. Параметрическая оптимизация обработки зубчатых колес: монография / А.А.Черепяхин, В.М. Виноградов, В.В. Клепиков / Deutschland, Saarbrucken, the publishing house LAP Lambert Academic Publishing GmbH &Co., 2012 г. 230 с.
4. Таратынов, О.В, Клепиков, В.В., Черепяхин, А.А. Пути совершенствования технологических систем // Технология машиностроения. – 2014. – № 9. – С. 61–63.
5. Черепяхин, А.А., Виноградов, В.М. Стойкость круговых протяжек для обработки цилиндрических зубчатых колес // Известия МГТУ «МАМИ». – 2010. – №1 (9). – С. 106 – 109.
6. Клепиков, В.В., Бодров, А.Н. Технология машиностроения. М.: Форум, 2004. – 860 с.

REFERENCES

1. Diagnostics of profiled surface high-speed broach / A.A. Cherepakhin, V.V. Klepikov, V.M. Vinogradov // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2013. – № 9 (27). – pp. 26–29.
2. Cherepakhin, A.A, Klepikov, V.V., Soldatov, V.V. *Methods for Motor Car Critical Parts Machining* М.: MSIU, 2011. – pp. 214.
3. *Parameter Optimization of Cog-Wheel Working: Monograph* / A.A. Cherepakhin, V.M. Vinogradov, V.V. Klepikov / Deutschland, Saarbrucken, the publishing house LAP Lambert Academic Publishing GmbH &Co., 2012 г. pp.230.
4. Taratynov, O.V, Klepikov, V.V., Cherepakhin, A.A. Ways for technological system up-dating // *Engineering Techniques*. – 2014. – № 9. – pp. 61–63.
5. Cherepakhin, A.A., Vinogradov, V.M. Circular broach stability for cylindrical cog-wheels working // *Proceedings of MSTU "MAMI"*. – 2010. – №1 (9). – pp. 106 – 109.
6. Klepikov, V.V., Bodrov, A.N. *Engineering Techniques*. М.: Forum, 2004. – pp. 860.

Рецензент д.т.н. А.С. Тарапанов



УДК 621.9.048.6
DOI: 10.12737/20815

В.М. Приходько, чл.-кор. РАН,
Д.С. Фатюхин, д.т.н.
(Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ),
125319, г. Москва, Ленинградский проспект, д. 64)
E-mail: mitriy2@yandex.ru

Ультразвуковые технологии на современном этапе развития машиностроения

Рассмотрен спектр высокоэффективных ультразвуковых технологий, широко применяемых в современном машиностроении для производства изделий и повышения их качества. Приведен обзор перспективных разработок в области технологического применения ультразвука и создания новых технологий.

Ключевые слова: ультразвук; машиностроение; кавитация; акустические потоки; поверхностное деформирование; аддитивные технологии.

V.M. Prikhodko, Corr. Member of RAS,
D.S. Fatyukhin, D.Eng.
(Moscow Road-Transport Technical University (MADI),
64, Leningradsky Avenue, Moscow 125319)

Ultrasonic techniques at current stage of mechanical engineering development

The range of high effective ultrasonic techniques widely – used in modern mechanical engineering for produce manufacturing and their quality increase is considered. The review of promising developments in the field of ultrasound technological application and new techniques creation is shown.

Keywords: ultrasound; mechanical engineering; cavitation; acoustic flows; surface deformation; additive techniques.

Постоянно возрастающие требования к надежности, экономичности и экологичности транспортной техники диктуют необходимость создания и внедрения новых эффективных энерго- и ресурсосберегающих технологий и оборудования на всех этапах жизненного цикла изделий. Наиболее востребованными являются технологии, обеспечивающие требуемое воздействие на объект обработки на микро- и субмикроуровне. Использование технологий масштабы воздействия которых соизмеримы с размерами кристаллических решеток и даже элементарных частиц, на современном этапе развития транспортного машиностроения является чрезвычайно актуаль-

ным. Одним из технологических направлений формирования свойств изделий на подобном уровне является использование электро-физико-химических методов обработки, среди которых достойное место занимают ультразвуковые технологии, позволяющие формировать совокупность требуемых эксплуатационных свойств изделий.

Применение ультразвуковых колебаний в технологических процессах нашло широкое промышленное применение, охватив практически все процессы, начиная от металлургии и заканчивая машиностроением [1].

Повышение эксплуатационных свойств изделий транспортного машиностроения – ком-

плексная задача, решаемая, как при их производстве, так и при последующем сервисном обслуживании и ремонте техники.

Мировые тенденции развития техники и современная законодательная база обязывают производителей наряду с обеспечением качества на этапе производства обеспечивать требуемые свойства изделий и на других этапах их жизненного цикла. Так, например, действующий стандарт ISO 22628 предписывает производственным предприятиям автомобильной отрасли выпускать транспортные средства, которые не менее 85 % по массе пригодны для повторного использования или переработки для вторичного использования.

Сравнительная оценка затрат энергии и природных ресурсов показала, что, по сравнению с производством, вторичное использование позволяет снизить затраты не менее чем на 40 %, а восстановление и повторное использование – не менее чем на 95 %.

Учитывая вышеизложенное, можно констатировать, что по мере ужесточения экологических требований к выпуску предприятиями продукции кроме производственных возрастает востребованность технологий ремонтных, восстановительных и перерабатывающих.

Использование ультразвуковых технологий позволяет осуществлять технологическое воздействие на поверхностные слои конструкционных материалов, обеспечивающее формирование требуемых свойств. Основными преимуществами использования ультразвуковой обработки являются возможность воздействия на поверхности материалов на макро-, микро- и субмикроуровне, отсутствие необходимости использования дорогостоящих и экологически вредных реагентов и расходных материалов, широкие возможности автоматизации процессов.

Основные направления применения ультразвуковых технологий в машиностроении

Применение ультразвука на стадии *получения материалов* позволяет по существу получить новые материалы, обладающие высокими антифрикционными свойствами или с повышенным уровнем прочностных свойств. Воздействие ультразвука на расплавы позволяет значительно снизить как количество пузырьков, так и содержание растворённого газа, и в результате, увеличивается прочность материала и другие его механические характеристики. Кроме того, при воздействии ульт-

развуковых колебаний на материалы в процессе кристаллизации значительно уменьшается размер зерна, что также ведет к существенному улучшению физико-механических свойств материала.

Одним из способов повышения качества *сварных соединений* является наложение ультразвуковых колебаний в процессе сварки на элементы свариваемого соединения или сварочный электрод. Наложение ультразвуковых колебаний на элементы свариваемого соединения обеспечивает снижение сварочных деформаций, уменьшение пористости шва, что позволяет повысить прочность и качество сварного соединения.

Способы, при которых ультразвуковые колебания вводят в сварочную ванну через электрод, создают эффект удержания капли расплавленного металла, предотвращая её отрыв под действием электромагнитных сил, которые действуют в дуговом промежутке. При отключении ультразвуковых колебаний капля, обработанная ультразвуком, вносится в сварочную ванну и формирует шов, что позволяет резко снизить коэффициент потерь.

Ультразвуковая сварка металлов позволяет получить соединение двух металлов в твердой фазе (без плавления) под действием тангенциальных колебаний и нормальных усилий. Образование соединений происходит при одновременном сжатии и колебательном движении инструмента.

Совместное действие постоянных и переменных напряжений приводит к ускорению пластического деформирования наиболее высоких микронеровностей и сближению поверхностей. Одновременно дробятся окисные пленки на поверхности металла и образуются зоны физического контакта двух свариваемых поверхностей. С течением времени площадь зон схватывания увеличивается. В дальнейшем в процессе сварки образуются и растут на границе общие зерна металла, т.е. происходит процесс рекристаллизации.

Ультразвуковая сварка полимеров связана с локальным выделением тепла на границе контакта. В отличие от сварки металлов сварка пластмасс осуществляется инструментом, колеблющимся нормально к поверхности. Критерием сварки полимеров, также как и металлов, является прочность соединения и отсутствие прожогов. Операции сварки полиэтиленовой пленки, трикотажно-лавсанового полотна, полихлорвиниловой пленки производятся путем непрерывного перемещения изделия относительно инструмента.

Эффективность применения ультразвука в процессах **обработки металлов давлением** определяется двумя основными факторами. Это снижение трения на границе инструмент–заготовка и уменьшение сопротивления пластическому деформированию. Анализ технологических процессов обработки металлов давлением (волочение, прессование, штамповка и т.д.) показывает, что ультразвуковые колебания изменяют характер сил трения между поверхностью заготовки и инструмента и процесс пластического деформирования в очаге деформации.

Исследования влияния ультразвука на **процессы резания** показали, что наложение колебаний на режущий инструмент при точении, фрезеровании, развертывании и нарезании резьб позволяет повысить скорость резания и допустимую величину подачи, что в конечном итоге ведет к сокращению машинного времени. При этом уменьшается шероховатость обработанной поверхности и повышается точность.

Одним из наиболее эффективных способов **упрочнения поверхностей деталей** является поверхностное пластическое деформирование (ППД), сущность которого заключается в том, что деформирующий элемент (индентор) прижимается к поверхности обрабатываемого изделия. В результате пластической деформации поверхностного слоя увеличивается твердость, образуются сжимающие напряжения, снижается шероховатость. ППД ультразвуковым инструментом вследствие своих особенностей (высокой частоты, силы ударов) ведет к более существенному изменению микроструктуры поверхностного слоя.

Наиболее распространёнными технологиями ультразвуковой жидкостной обработки являются: **очистка и обезжиривание, интенсификация гальванических и химических процессов, приготовление эмульсий и суспензий, пропитка пористых сред, экстрагирование.**

Сравнение ультразвуковой очистки с другими методами удаления загрязнений (струйная очистка, очистка в растворах технических моющих средств, механическая очистка и др.) убедительно показывает, что ультразвуковой метод дает недостижимое другими способами качество очистки.

Получение смесей взаимно нерастворимых жидкостей (эмульсий) и взвесей и порошков в жидкости (суспензий) при наложении колебаний высокой частоты обеспечивает их стойкость и однородность.

При ультразвуковой пропитке изделий многократно сокращается время пропитки и повышается ее однородность.

Под воздействием ультразвука в гальванических и химических процессах (меднения, никелирования, хромирования, кадмирования, цинкования, серебрения и т.д.) обеспечивается повышение катодной плотности тока, ускоряется отложение покрытий. При этом достигается равномерность покрытия, с повышением его толщины в несколько раз, а также улучшение его адгезии к подложке.

Одним из путей повышения качества **лакокрасочных покрытий** является использование ультразвуковых технологий. Эффекты, возникающие в жидкости при введении в неё ультразвуковых колебаний, а также особенности ультразвукового распыления обеспечивают повышение качества и экологической безопасности проведения покрасочных работ. Исследования показали, что ультразвуковая обработка лакокрасочных материалов позволяет снизить их вязкость на 70 % и уменьшить размер пигментов, в результате чего снижается расход растворителя и повышается укрывистость, уменьшается количество наносимых слоев.

Применение технологического ультразвука не ограничивается описанными выше методами. Совершенствование существующих и создание новых технологий ультразвуковой обработки базируется на изучении динамики состояния озвучиваемого объекта и создаваемых при этом эффектах.

Перспективы развития ультразвуковых технологий

Эффекты, создаваемые ультразвуком в различных средах, не только лежат в основе технологий, рассмотренных в предыдущем разделе, но и находят применение при создании новых.

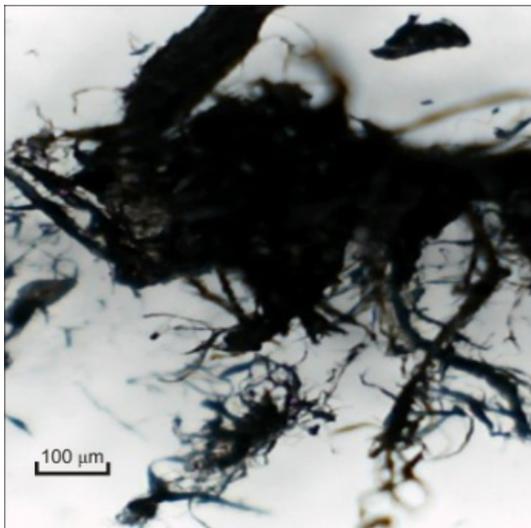
В настоящее время востребованным направлением производственных технологий является применение **углеродных наноматериалов**, в частности углеродных нанотрубок. Использование углеродных нанотрубок при производстве пластиков, резин, композитов и металлов позволяет значительно повысить механические и электрические свойства изделий из этих материалов [2].

Производство нанотрубок освоено как за рубежом, так и в России. Модификация изделий наноматериалами сопряжена с определенными трудностями. Ввиду того, что нанотруб-

ки, объединенные силами Ван-дер-Ваальса, склонны к образованию агломератов, их введение в различные среды требует дополнительной обработки. Для активации возможностей и рационального использования нанотрубок необходимо проведение процесса дезагломерации.

Наиболее эффективным способом дезагломерации является ультразвуковой [3]. Воздействия кавитации и акустических потоков различной масштабности не только способствуют разделению агломератов на отдельные элементы, но и позволяют получить тонкие дисперсии нанотрубок в жидких средах различной вязкости.

На рис. 1 приведены результаты дезагломерации углеродных нанотрубок TUBALL в этиловом спирте при ультразвуковом воздействии.



а)



б)

Рис. 1. Углеродные нанотрубки TUBALL: а – агломерат; б – дезагломерат

В самых разнообразных областях промышленности широкое применение получили продукты *аддитивного производства*. Это семейство технологий, которые используются для послойного изготовления физических объектов, на основе трёхмерных моделей компьютерного автоматизированного проектирования. Принцип аддитивного производства состоит в том, что изделия и их поверхности создаются с помощью послойного добавления материала – наплавления или напыления порошка, добавления жидкого полимера или композита. Аддитивные технологии являются дополнением или альтернативой традиционному субтрактивному производству, основанному на удалении первичного материала [4, 5].

Наиболее развитой и перспективной для внедрения в промышленность является технология селективного лазерного плавления (СЛП), которая основана на создании изделий из порошковых материалов за счет выборочного сплавления порошка при помощи энергии лазерного луча [6].

В связи с послойным производством изделий, полученных аддитивными технологиями, они имеют разное состояние поверхностного слоя в перпендикулярном и параллельном направлениях расплавленному слою порошка. Погрешность размеров при нанесении и плавлении каждого слоя, а также разбрызгивание части металла из пятна расплава при высоких температурах приводят к ухудшению качества поверхности на микро- и субмикроуровне. Кроме того, оксидные пленки, образующиеся на поверхности предыдущего прохода, не полностью выходят на поверхность расплавленной ванны металла и остаются внутри объема, что приводит к образованию пористости.

Таким образом, с помощью аддитивных технологий производится заготовка, которая требует дальнейшей обработки. И если внешние поверхности и отверстия с прямой осью симметрии возможно обработать традиционными способами, то для сложнопрофильных внутренних каналов и полостей, получение которых является главным преимуществом аддитивных технологий, требуется разработка новых способов обработки.

Ультразвуковая жидкостная и кавитационно-абразивная виды обработки позволяют снизить параметры шероховатости на микро- и субмикроуровнях (рис. 2), создать упрочнённый слой, характеризующийся повышенной твёрдостью. При этом обеспечивается возможность обработки сложных внутренних

каналов и полостей [7].

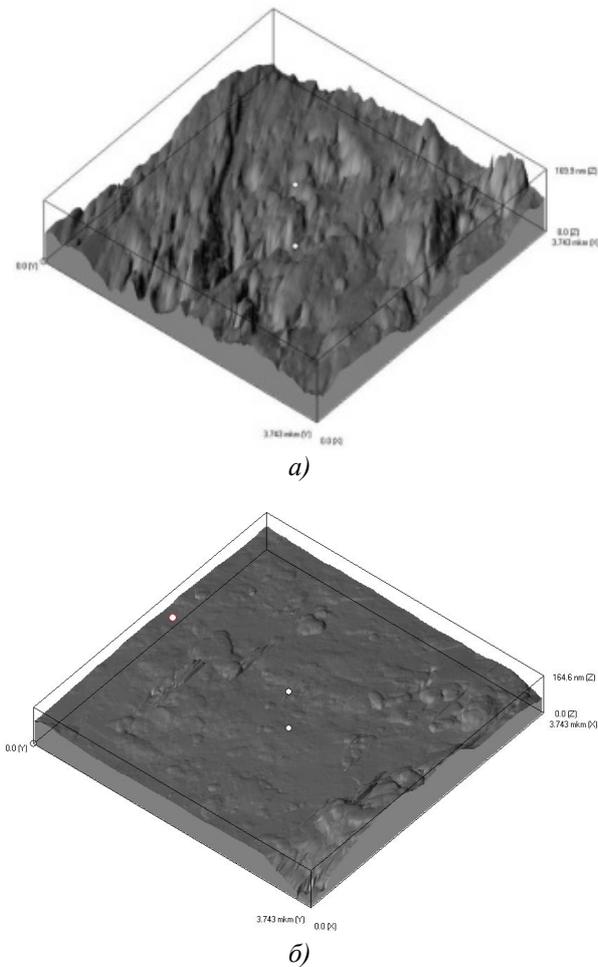


Рис. 2. Субмикропрофили поверхности образца, полученного методом селективного лазерного плавления:

a – без обработки; *б* – после ультразвуковой кавитационной обработки

Кроме селективного лазерного плавления разработаны гибридные технологии, основанные на аддитивных и субтрактивных модулях (последние чаще всего оснащены высокоскоростным фрезерным шпинделем). Изделие вначале строится по слоям, а потом передается в модуль механообработки с ЧПУ [3].

Технология ультразвукового аддитивного производства, заключается в сварке слоев металла под действием трения и давления, после которой выполняется окончательное контурное фрезерование.

Суть технологии заключается в следующем (рис. 3). Металлическую фольгу накатывают роликом с частотой вращения n , к которому при этом прикладывают нормальную силу P . Ультразвуковая колебательная система, состоящая из излучателя и волновода-

концентратора, создает перемещения с амплитудой ξ в направлении, поперечном направлению движения S ролика. В результате этого в месте контакта листов фольги разрушается оксидная пленка, возникает пластическая деформация и тепловыделение, которого достаточно для диффузионного проникновения молекул одного металла в другой. Происходит сварка слоёв фольги. Затем заготовку, сваренную из слоёв фольги, обрабатывают фрезерованием, удаляя лишний металл.

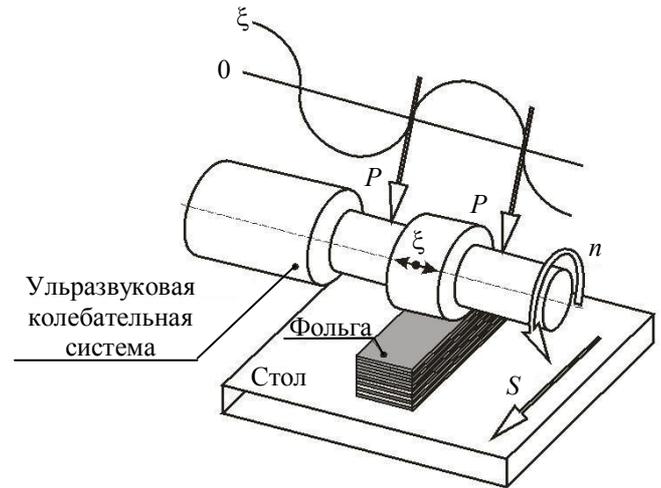


Рис. 3. Схема ультразвуковой аддитивной обработки:

P – сила нормального давления; S – продольная подача инструмента; n – частота вращения инструмента; ξ – амплитуда колебаний инструмента

Основными преимуществами технологии являются возможность получения композитных изделий сложной формы из разнородных материалов, таких как сталь, титан, медь и т.д.

Заключение

Широкое использование высокоэффективных, экологически безопасных ультразвуковых технологий в настоящее время обеспечивает повышение надежности и долговечности изделий машиностроения, узлов и деталей машин.

Перспективные направления использования ультразвука представляют собой практическую реализацию изобретений, открывающих принципиально новые направления в технике и технологии машиностроения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Приходько, В.М. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении / под общ. ред. О.В. Абрамова и В.М. Приходько. М.: Янус-К, 2006. – 688 с.

2. Углеродные нанотрубки [Электронный ресурс]. URL: http://www.newchemistry.ru/printletter.phpn_id=.644.

3. Голованов, Е.В., Блохин, А.Н. Определение оптимальных режимных параметров процесса ультразвукового диспергирования углеродных нанотрубок в эпоксидном связующем // Современные научные исследования и инновации. 2013. № 7 [Электронный ресурс]. URL: <http://web.snauka.ru/issues/2013/07/25361>.

4. Трубашевский Д., Ежеленко В. Эра аддитивного производства наступает // САПР и графика. – 2015. – № 7. – С. 62–65.

5. Григорьев, С.Н., Смуров, И.Ю. Перспективы развития инновационного аддитивного производства в России и за рубежом // Инновации. – 2013. – № 10. – С. 76–82.

6. Каблов, Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 7–17.

7. Конов, С.Г., Котобан, Д.В., Сундуков, С.К., Фатюхин, Д.С. Перспективы применения ультразвуковых технологий в аддитивном производстве // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2015. – № 9(51). – С. 28–34.

REFERENCES

1. Prikhodko, V.M. *High-power Ultrasound in Metallurgy and Mechanical Engineering* / under the general editorship of

O.V. Abramov and V.M. Prikhodko. M.: Janus-K, 2006. pp. 688.

2. Carbonic Nano-Tubes [Electronic Resource]. URL: http://www.newchemistry.ru/printletter.phpn_id=.644.

3. Golovanov, E.V., Blokhin, A.N. Optimum mode parameter definition for ultrasonic dispersion processes of carbonic nano-tubes in epoxy coupler // *Modern Scientific Investigations and Innovations*. 2013. № 7 [Electronic Resource]. URL: <http://web.snauka.ru/issues/2013/07/25361>.

4. Trubashevsky D., Yezhelenko V. Additive production era arrives // *CAD and Graphics*. 2015. № 7. pp. 62–65.

5. Grigoriev, S.N., Smurov, I.Yu. Outlooks in innovation additive production development in Russia and abroad // *Innovations*. – 2013. – № 10. – pp. 76–82.

6. Kablov, E.N. Strategic directions in development of materials and techniques of their processing up to 2030 // *Aircraft Materials and Techniques*. – 2012. – № 5. – pp. 7–17.

7. Konov, S.G., Kotoban, D.V., Sundukov, S.K., Fatyukhin, D.S. Outlooks in application of ultrasonic techniques in additive production // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2015. – № 9(51). – pp. 28–34.

Рецензент д.т.н. А.А. Ситников

УДК 621.001.4
DOI: 10.12737/20816

А.О. Горленко, д.т.н.
(Брянский государственный технический университет)
E-mail: bugi12@bk.ru

Повышение износостойкости поверхностей трения сферических подшипников скольжения финишным плазменным упрочнением

Рассмотрена технология финишного плазменного упрочнения с нанесением многослойного нанопокрyтия системы Si–O–C–N применительно к упрочнению поверхностей трения сферических подшипников скольжения. Исследованы трибологические характеристики наносимого износостойкого антифрикционного покрытия, которые обуславливают повышение износостойкости сферических подшипников скольжения.

Ключевые слова: износостойкость; многослойное антифрикционное покрытие; поверхность трения; сферический подшипник скольжения; плазменное упрочнение.

Wear resistance increase in friction surfaces of spherical journal bearings by finish plasma strengthening

The technology of finish plasma strengthening (FPS) with the multi-layer nano-coating of the Si-O-CN system as applied to the friction surface strengthening in spherical journal bearings is considered. This method relates to the processes of tubeless chemical precipitation of coatings at atmosphere pressure with the use of volatile fluids of element-organic compounds and gas environment with the simultaneous activation of a surface by electroarc plasma. The essence and distinguishing features of FPS are analyzed. Tribological characteristics of an applied wear resistant antifriction coating are investigated which stipulate for wear resistance increase in spherical journal bearings.

Keywords: wear resistance; multi-layer antifriction coating; friction surface; spherical journal bearing; plasma strengthening.

Одним из новых методов упрочнения поверхности, обеспечивающим нанесение износостойких тонкопленочных покрытий, является процесс финишного плазменного упрочнения (ФПУ), основанный на применении плазменной струи, истекающей при атмосферном давлении. Эффективность данного процесса основана на использовании малогабаритного и экономичного оборудования, обеспечивающего возможность нанесения упрочняющих нанопокровов. Данный метод относится к аддитивным технологиям.

Основным принципом нанесения тонкопленочного износостойкого покрытия на основе системы Si-O-C-N, взятым за основу технологии ФПУ, является разложение паров жидких элементоорганических препаратов, которые вводятся в плазмохимический реактор дугового плазмотрона, с последующим прохождением плазмохимических реакций и образованием покрытия на изделии [1].

В качестве плазмообразующего газа применяется аргон, который обеспечивает повышенную долговечность и надежность элементов плазмотрона при длительном ведении процесса. В качестве материалов для образования покрытия используются пары летучих жидких реагентов, подача которых в реактор осуществляется специальным дозатором. Источником питания плазмотрона служит инвертор постоянного тока со специальной вольт-амперной характеристикой. Для стабильного охлаждения реактора и плазмотрона используется охладитель, изготовленный на базе холодильного агрегата. Система мониторинга процесса обеспечивает управление и контроль

параметров обработки, а также определение толщины наносимого покрытия в процессе его осаждения.

Сущность и отличительные особенности ФПУ. За рубежом в качестве основных технологий нанесения износостойких нанопокровов используются процессы химического (*chemical vapor deposition – CVD*) и физического (*physical vapor deposition – PVD*) осаждения покрытий из газовой фазы. Покрытие в безвакуумной технологии ФПУ при типичных скоростях перемещения плазменной струи 10...100 мм/с наносится слоями толщиной 30...3 нм [1].

Циклическое взаимное перемещение плазменной струи и упрочняемой поверхности при ФПУ определяет получение многослойной структуры покрытия и позволяет до минимума уменьшить термическое воздействие плазмы на подложку, полностью исключая разупрочняющий отпуск для всех сталей. Интегральная температура упрочняемых деталей при нанесении покрытия как правило не превышает 150°C. Формируется упрочняющее покрытие в виде прозрачной пленки, которая на полированной поверхности имеет вид интерференционной картины с радужными оттенками от фиолетово-голубого до зелено-красного в зависимости от толщины покрытия.

Технология финишного плазменного упрочнения объединяет положительные эффекты процессов MO-CVD и PE-CVD. При этом дополнительно ее новизна заключается в отсутствии использования закрытых камер, более низких температур нагрева изделий в процессе осаждения покрытий и применении гиб-

ко управляемой электродуговой плазмы.

Процесс образования покрытия при ФПУ протекает в несколько стадий:

- создание устойчивого потока плазмы дугового разряда;
- испарение технологических препаратов в жидкостном питателе и перенос их паров совместно с дополнительным потоком газов в плазму дугового разряда;
- получение в плазмохимическом реакторе пароплазменного потока, содержащего атомы, положительно и отрицательно заряженные ионы и электроны;
- прохождение плазмохимических реакций в плазме дугового разряда с образованием новых соединений и их перенос плазменной струей к подложке;
- конденсация паров и продуктов реакций на подложке при касании факела плазменной струи поверхности изделия;
- взаимодействие между адсорбированными осажденными веществами и граничным слоем поверхности подложки, приводящее к зарождению и росту покрытия.

Вышеперечисленные стадии присутствуют, как известно, и в PVD-процессах. Но в отличие от них при ФПУ покрытие образуется при атмосферном давлении окружающей среды без применения вакуумных камер. Кроме этого, износостойкие покрытия, наносимые в вакууме методами PVD на подложку с температурой поверхности менее 250 °С, обычно имеют пониженную адгезию.

К основным достоинствам ФПУ относятся: осуществление процесса без вакуума и камер; минимальный нагрев изделий, не превышающий 150 °С; возможность нанесения покрытия локально, в труднодоступных зонах и на изделиях любых габаритов; использование малогабаритного, мобильного и экономичного оборудования.

Выбор материала покрытия, наносимого методом ФПУ, определяется на основе знаний механизмов изнашивания различных изделий, а также анализа имеющегося опыта применения различных соединений в качестве покрытий.

Если рассматривать принципиально любую трибосистему, работающую в условиях адгезионного, усталостного, окислительного и абразивного изнашивания, то наибольшую перспективу в качестве тонкопленочных покрытий имеют неметаллические твердые материалы – карбиды, нитриды, бориды, силициды, оксиды, композиционные материалы на их основе, керметы и алмаз [2].

При этом покрытие должно иметь максимальную адгезию и близкий коэффициент термического расширения к материалу упрочняемой детали, а его поверхностные свойства – соответствовать характеристикам, повышающим долговечность изделия, т.е. иметь высокую твердость, химическую инертность, термическую стабильность, низкую теплопроводность, минимальный коэффициент трения и др.

Проведенный рентгенофазовый анализ подтверждает, что после ФПУ покрытие формируется в аморфном состоянии, при котором отсутствует дислокационная активность, и покрытие обладает высокими значениями сопротивления пластической деформации и упругого восстановления. Покрытие системы Si–O–C–N, нанесенное с использованием технологии ФПУ, характеризуется высокой твердостью при низком значении модуля упругости и близостью значений модуля упругости покрытия и материала основы, что объективно должно приводить к увеличению износостойкости поверхностного слоя.

Трибологические характеристики. В качестве объекта исследований трибологических характеристик использовались сферические подшипники скольжения ШС30 (ГОСТ 3635–78, ISO 6125–82).

Упрочнению подвергались наружные сферические поверхности внутренних колец сферических подшипников скольжения ШС30, внешний вид которых представлен на рис. 1.



Рис. 1. Сферические поверхности подшипников скольжения ШС30, обработанные ФПУ (слева) и изготовленные по заводской технологии (справа)

Заводская технология (базовый вариант) предусматривает объемную закалку внутреннего кольца сферического подшипника, изготовленного из легированной стали ШХ15, с последующей абразивной обработкой (шлифованием) сферической поверхности. Технология ФПУ сферических поверхностей под-

шипников была реализована в ООО «НПФ «Плазмацентр» (г. Санкт-Петербург). Нанотвердость покрытия составляет 23 ГПа.

Испытания износостойкости модифицированных сферических подшипников скольжения и изготовленных по заводской технологии проводились на разработанной и изготовленной установке на базе машины трения МИ-1М, позволяющей определять триботехнические показатели поверхностей трения сферических подшипников скольжения с применением автоматизированной системы научных исследований (АСНИ) [3 – 6].

Общий вид установки для испытаний износостойкости сферических подшипников скольжения представлен на рис. 2.



Рис. 2. Общий вид АСНИ

План испытаний подшипников представлен

1. План испытаний подшипников

№ подшипника	Метод окончательной обработки сферы	Смазочный материал	
		Для предварительной подготовки	Основной
1	Базовый вариант	–	MolykoteBR 2 Plus
2	Базовый вариант	–	Gazpromneft Grease L
3	ФПУ	MolykoteD-321R	Molykote Longterm 2 Plus
4	ФПУ	Molykote G-Rapid Plus	Molykote Longterm 2 Plus

По результатам анализа регистрируемых параметров определялись следующие показатели триботехнических свойств:

- время приработки t_0 , ч, определяемое как время от начала испытания до момента времени выхода кривой изнашивания на участок нормального изнашивания;

в табл.1, в которой указаны номера испытываемых подшипников, метод окончательной обработки сферической поверхности трения внутреннего кольца подшипника, применяемый смазочный материал для предварительной подготовки основной и испытываемой поверхностей. Испытания подшипников проводились при следующих условиях: скорость относительного скольжения сферических поверхностей $v = 0,84$ м/с (при диаметре сферических поверхностей $d = 40$ мм и частоте вращения $n = 400$ мин⁻¹); нормальное усилие нагружения $N = 2000$ Н (соответствует давлению, рассчитанном по Герцу, порядка 11 МПа); вид смазки – граничная; ведущий вид изнашивания – усталостное; смазочный материал – в соответствии с планом испытаний (см. табл.1); общее время испытаний каждого подшипника – 6 ч.

В процессе испытаний с помощью системы датчиков непрерывно и синхронно регистрировались время испытания, нагрузка, коэффициент трения и линейный износ. Их численные значения выводились на монитор персонального компьютера. Для измерения момента трения и нагрузки использовались тензодатчики. Для непрерывного измерения износа в процессе проведения испытаний была разработана специальная схема с применением индуктивного датчика, позволяющая исключить влияние на результаты измерений радиального биения и тепловых деформаций испытываемого образца [4, 5].

- приработочный износ h_0 , мкм, как величина сближения, определяемая в момент времени окончания приработки t_0 ;
- значение коэффициента трения в конце испытаний f ;
- f_0 / f – отношение максимального значения коэффициента трения в период приработ-

ки f_0 к его значению в конце испытаний f ;
 – среднее значение интенсивности изнашивания в период нормального изнашивания $I_h = (h - h_0)/(L - L_0)$, где h – суммарная величина износа образца за время испытаний, мкм; L – путь трения, пройденный поверхностью образца за время испытаний, мкм;
 $L_0 = 3,6 \cdot 10^9 t_0 v$ – путь трения, пройденный поверхностью образца за время приработки, мкм;
 – значение интенсивности изнашивания за общее время испытаний

$$I_{h\Sigma} = h / L.$$

Результаты трибологических испытаний подшипников представлены в табл. 2.

Следует отметить, что применяемый смазочный материал не покидает зону трения на рабочих поверхностях сферических подшипников скольжения на протяжении всего времени проведения испытаний, что обеспечивается его свойствами.

Несмотря на то, что за время испытаний (процесс первоначальной приработки и нормального изнашивания) сферических подшипников скольжения изнашивается значительная величина упрочненного слоя, необходимо помнить о том, что в процессе приработки и начального периода нормального изнашивания закладываются основные предпосылки и закономерности дальнейшего процесса трения и изнашивания данного изделия при длительной эксплуатации, что в первую очередь влияет на его износостойкость и долговечность наряду с другими, имеющими место при эксплуатации факторами.

Результаты испытаний в графическом виде (интерфейс пользователя АСНИ) для трибо-

технических испытаний подшипников (см. табл. 1), представлены на рис. 3.

Сравнение результатов трибологических испытаний покрытия Si-O-C-N и материала основы нормализованным методом показало, что покрытие обладает меньшим значением коэффициента трения. При этом сократилось время приработки и уменьшилась интенсивность изнашивания. Кривая износа покрытия Si-O-C-N более стабильна, и имеется тенденция к уменьшению скорости роста износа после окончания приработки. При этом кривая изменения коэффициента трения во времени имеет падающую характеристику.

Заключение

Износостойкость сферических подшипников скольжения, обработанных методом ФПУ, повысилась по сравнению со сферическими подшипниками скольжения, изготовленными по заводской технологии, в 5–14 раз (по значениям интенсивности изнашивания в период нормального изнашивания), в 6–9 раз (по значениям интенсивности изнашивания за общее время испытаний).

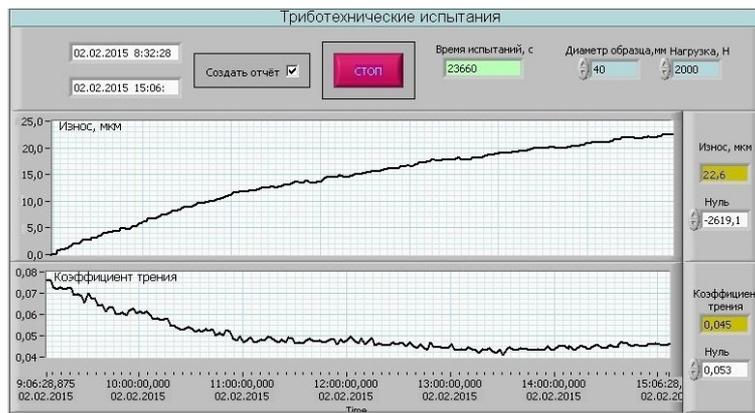
Коэффициент трения на рабочих поверхностях сферических подшипников скольжения, обработанных методом ФПУ, по сравнению со сферическими подшипниками скольжения, изготовленными по базовой технологии, ниже в 2–4 раза.

Применение технологии ФПУ возможно на машиностроительных предприятиях в качестве высокоэффективного способа обеспечения и повышения эксплуатационных показателей деталей машин на стадии их изготовления, в частности при изготовлении сферических подшипников скольжения.

2. Результаты испытаний сферических подшипников скольжения

Триботехническое свойство	Показатель	Значение показателя для подшипника			
		1	2	3	4
Прирабатываемость	t_0 , ч	2,73	2,23	2,23	2,53
	h_0 , мкм	15,0	14,5	2,0	2,2
	f_0 / f	1,71	1,53	2,31	1,62
Антифрикционность	f	0,045	0,059	0,013	0,021
Износостойкость	h , мкм	22,6	27,5	2,9	3,8
	$I_h \cdot 10^{-10}$	7,69	11,40	0,79	1,52
	$I_{h\Sigma} \cdot 10^{-10}$	12,46	15,16	1,60	2,09

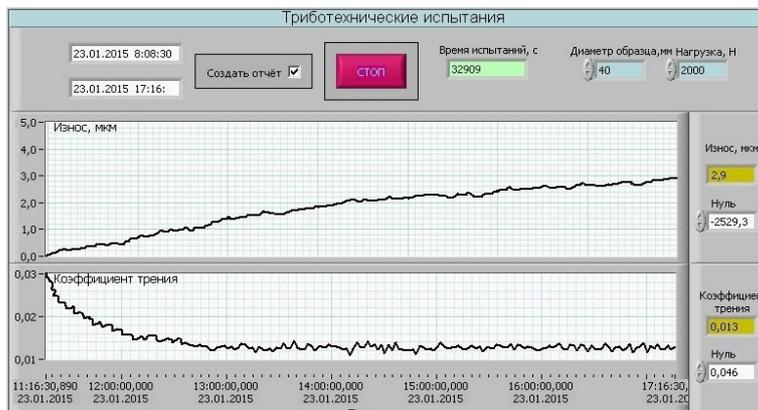
Примечание. Номера подшипников соответствуют табл. 1.



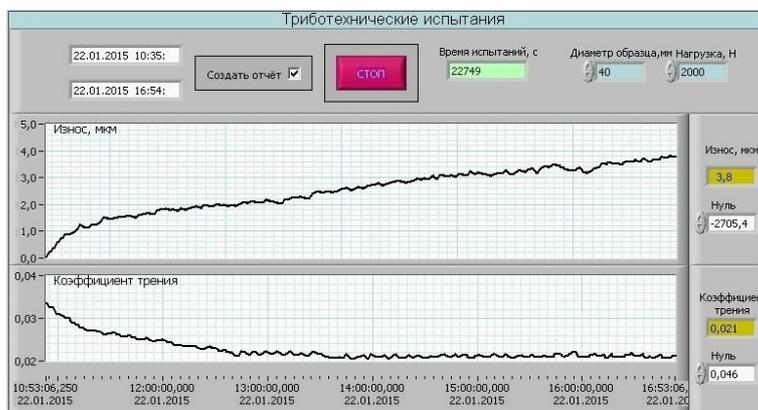
a)



b)



в)



г)

Рис. 3. Результаты испытаний сферического подшипника № 1(а), № 2(б), № 3(в), № 4(г)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горленко, А.О., Шупиков, И.Л., Тополянский, П.А., Тополянский, А.П. Модификация рабочих поверхностей деталей нанесением упрочняющего покрытия // *Металлообработка*. – 2012. – № 2 (68). – С. 31 – 36.
2. Горленко, А.О. Обеспечение износостойкости поверхностей трения путем управляемого технологического воздействия/ А.О. Горленко, В.П. Матлахов // *Вестник БГТУ*. – 2007. – №2. – С. 10 – 15.
3. Горленко, А.О. Моделирование контактного взаимодействия и изнашивания цилиндрических поверхностей трения / А.О. Горленко, В.П. Матлахов // *Трение и смазка в машинах и механизмах*. – 2007. – №8 – С. 1 – 9.
4. Горленко, А.О. Нормализация триботехнических испытаний для создания базы данных по одноступенчатому технологическому обеспечению износостойкости / А.О. Горленко, М.И. Прудников // *Трение и смазка в машинах и механизмах*. – 2008. – №9. – С. 7 – 13.
5. Горленко, А.О. Триботехнические испытания поверхностей деталей нормализованным методом. Справочник. / А.О. Горленко, М.И. Прудников // *Справочник. Инженерный журнал. Приложение*. – 2009. – № 10. – С. 22 – 24.
6. Сулов, А.Г. , Дальский, А.М. Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2001. – 684 с.

REFERENCES

1. Gorlenko, A.O., Shupikov, I.L., Topolyansky, P.A., Topolyansky, A.P. Modification of part work surfaces by strengthening coating application // *Metal Processing*. 2012. – № 2 (68). – pp. 31 – 36.
2. Gorlenko, A.O. Wear resistance assurance in friction surfaces by controlled technological effect/ A.O. Gorlenko, V.P. Matlakhov // *Bulletin of BSTU*. – 2007. – №2. – pp. 10 – 15.
3. Gorlenko, A.O. Modeling of contact interaction and wear of friction cylindrical surfaces / A.O. Gorlenko, V.P. Matlakhov // *Friction and Lubrication in Machinery and Mechanisms*. – 2007. – №8 – pp. 1 – 9.
4. Gorlenko, A.O. Tribotechnical tests normalization for data base creation for wear resistance one-stage technological assurance / A.O. Gorlenko, M.I. Prudnikov // *Friction and Lubrication in Machines and Mechanisms*. – №9. – 2008. – pp. 7 – 13.
5. Gorlenko, A.O. Tribotechnical tests of part surfaces by normalized method. Reference Book. / A.O. Gorlenko, M.I. Prudnikov // *Reference Book. Engineering Journal. Appendix*. – 2009. – № 10. – pp. 22 – 24.
6. Suslov, A.G. , Dalsky, A.M. *Scientific Fundamentals of Engineering Techniques*. М.: Mechanical Engineering, 2001. – pp. 684.

Рецензент д.т.н. А.М. Марков

Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал «Научно-технические технологии в машиностроении» читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

- найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;
- установить контакты с организациями и фирмами России и стран ближнего и дальнего зарубежья;
- наладить обмен информацией.

Обращайтесь в редакцию! E-mail: naukatm@yandex.ru

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования

"Брянский государственный технический университет"

241035, г. Брянск, бульвар 50 лет Октября, 7

<http://www.ntmash.tu-bryansk.ru>

Телефон редакции журнала: 8-903-592-87-39. E-mail: naukatm@yandex.ru

Вёрстка А.А. Алисов. Технический редактор А.А. Алисов. Корректор Н.В. Дюбова.

Сдано в набор 08.06.2016. Подписано в печать 20.07.2016.

Формат 60 × 88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Федерального государственного бюджетного

образовательного учреждения высшего образования

"Брянский государственный технический университет"

241035, г. Брянск, бульвар 50 лет Октября, 7