ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 16 № 11 ноябрь 2018

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
СЕРИКОВА Е.А.
ОРЛОВА А.В.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Колесников А.Г., Лавриненко В.Ю. 150 лет факультету "Машиностроительные технологии" МГТУ им. Н.Э. Баумана 483

Литейное и сварочное производства

Батышев К.А., Батышев А.И., Семенов К.Г., Демьянов Е.Д., Юсипов Р.Ф. Кристаллизация под давлением доэвтектических и заэвтектических силуминов 491
Морозов В.П., Романов Ю.Г. Экспериментальное исследование влияния различных факторов на процесс образования трещин при лазерной наплавке никелевого сплава системы Ni—Cr—B—Si на поверхность конструкционной стали 494

Кузнечно-штамповочное производство

Лавриненко В.Ю. Повышение энергоэффективности кузнечно-штамповочного оборудования ударного действия 502
Евсюков С.А. Учет объемной схемы напряженного состояния при анализе напряженного состояния в формоизменяющих операциях листовой штамповки 509

Прокатно-волочильное производство

Путырский С.В., Плохих А.И. Анализ условий формирования ламинарной структуры в многослойных стальных материалах при горячей пакетной прокатке 513

Материаловедение и новые материалы

Семенов А.Б., Смирнов А.Е., Муранов А.Н., Куцбах А.А., Семенов Б.И. Влияние термической и химико-термической обработки на структуру и свойства хромомолибденовой стали 38ХМА в изделиях, полученных MIM-методом 518
Курганова Ю.А., Чэнь И. Получение образцов литейного металломатричного композиционного материала системы Al–нановолокно Al_2O_3 524

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 – машиностроение и машиноведение; 05.04.00 – энергетическое, металлургическое и химическое машиностроение; 05.16.00 – металлургия и материаловедение и в базу данных Chemical Abstracts

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2018

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 16 № 11 November 2018

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

This issue prepared with assistance of specialists:
SERIKOVA E.A.
ORLOVA A.V.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Kolesnikov A.G., Lavrinenko V.Yu. 150th anniversary of department "Machine building technologies" of Bauman Moscow State Technical University 483

Foundry and Welding Productions

Batyshev K.A., Batyshev A.I., Semenov K.G., Dem'yanov E.D., Yusipov R.F. Die crystalization of hypoeutectic and eutectic silumins 491

Morozov V.P., Romanov Yu.G. Experimental study of influence of various factors on cracks formation process during laser surfacing of nickel alloy of Ni—Cr—B—Si system on surface of structural steel 494

Forging and Stamping Production

Lavrinenko V.Yu. Improvement of energy efficiency of forging and stamping equipment of impact action 502

Evsyukov S.A. Account of volumetric stress state scheme in analysis of stress state in forming operations of sheet-metal stamping 509

Rolling and Drawing Production

Putyrsky S.V., Plokhikh A.I. Analysis of conditions for formation of laminar structure in multilayer steel materials at hot bulk rolling 513

Physical Metallurgy and New Materials

Semenov A.B., Smirnov A.E., Muranov A.N., Kutsbakh A.A., Semenov B.I. Influence of thermal and chemical-thermal treatment on structure and properties of chromium-molybdenum steel 38KhMA in products obtained by MIM-method 518

Kurganova Yu.A., Chen Y. Fabrication of samples of casting metal matrix composite with Al–nanofiber Al_2O_3 system 524

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses in groups of scientific specialties: 05.02.00 – mechanical engineering and machine science; 05.04.00 – power, metallurgical and chemical mechanical engineering; 05.16.00 – metallurgy and material science and in Chemical Abstracts database

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2018

А.Г. Колесников, В.Ю. Лавриненко
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

150 лет факультету "Машиностроительные технологии" МГТУ им. Н.Э. Баумана

Статья посвящена старейшему факультету МГТУ им. Н.Э. Баумана — факультету "Машиностроительные технологии", основанному в 1868 г. Приведены основные сведения о факультете и кафедрах, входящих в состав факультета.

Ключевые слова: МГТУ им. Н.Э. Баумана; факультет "Машиностроительные технологии".

The article is devoted to the oldest Department of the Bauman Moscow State Technical University — the Department of "Mechanical Engineering Technologies" founded in 1868. The main information about the Department and chairs is presented.

Keywords: Bauman Moscow State Technical University; Department "Machine Building Technologies".

Факультет "Машиностроительные технологии" (МТ) МГТУ им. Н.Э. Баумана, основанный в 1868 г., — старейший и единственный из всех ныне существующих в Университете факультетов, который с момента основания Императорского Московского технического училища (ИМТУ) и до его реорганизации в МГТУ им. Н.Э. Баумана оставался в составе вуза, несмотря на все организационные и структурные изменения.

За 150 лет пройден путь от механического отделения с ремесленными мастерскими до научно-учебного комплекса "Машиностроительные технологии", в составе которого научно-исследовательский институт и учебный факультет с лабораториями, оснащенными современным оборудованием.

За 150 лет с момента основания факультет "Машиностроительные технологии" представляет собой ведущую в стране и мире школу подготовки инженеров практически по всем известным машиностроительным специальностям.

История факультета "Машиностроительные технологии" неразрывно связана со становлением и развитием технологической науки в России. Огромная заслуга в этом принадлежит выдающемуся ученому — профессору А.П. Гавриленко, первому выборному (1905 г.) ректору ИМТУ, основавшему кафедру "Составление проектов машин и заводов и технологии металлов и дерева". Многие ученые нашего факультета являются основоположниками научных школ, определивших направление советского и российского высшего технического образования и машиностроительного производства: акад. А.М. Бочвар, акад. Г.А. Николаев, акад. А.И. Целиков, акад. Н.П. Алешин, проф. Г.А. Шаумян, проф. А.С. Проников, проф. И.М. Беспрозванный, проф. В.М. Кован, проф. В.С. Корсаков, проф. М.А. Саверин, проф. Н.Н. Рубцов, проф. Г.Ф. Баландин, проф. А.И. Зимин, проф. В.П. Никитин, проф. И.И. Сидорин, проф. Д.А. Прокошкин.

Выдающиеся выпускники факультета МТ: акад. В.П. Ларионов, акад. С.Т. Кишкин, акад. И.Н. Фридляндер, акад. Ю.К. Ковнеристый, член-кор. А.М. Дмитриев, проф. Г.И. Грановский, проф. А.И. Акулов, проф. Е.И. Семенов, проф. Н.А. Ольшанский, проф. В.И. Лощилов, проф. Г.И. Пастухов, проф. В.В. Бойцов, проф. А.Г. Григорьянц, С.А. Афанасьев, Г.И. Скляров и многие другие.

Современный период деятельности факультета МТ связан с развитием принципиально новых подходов к совершенствованию технологии и производства, что находит отражение в подготовке специалистов-технологов на факультете.

На основе достижений в теории и технологии обработки конструкционных материалов при использовании новейших методов и методик расчета, проектирования, конструирования и моделирования развиваются наиболее совершенные принципы автоматизированной технологической подготовки самых современных производств с применением роботов, обрабатывающих центров, систем автоматического управления производством, создаются новые материалы с заданными высокими механическими и эксплуатационными свойствами, разрабатываются новейшие уникальные технологии обработки металлов, сплавов и композиционных материалов, а также аддитивные технологии получения сложных изделий.

В настоящее время 13 профилирующих кафедр факультета МТ готовят более 2000 инженеров, бакалавров, специалистов и магистров по очной форме обучения, более 100 аспирантов по очной и заочной формам обучения, а также около 100 зарубежных студентов из 12 стран. Обучение на факультете проводится в соответствии с учебными планами и образовательными программами. Студенты факультета проходят стажировку во Франции, Канаде, Германии, Японии.

На кафедрах факультета МТ работают более 270 преподавателей (54 профессора, доктора технических наук, 214 доцентов, кандидатов технических наук, старшие преподаватели и ассистенты). Среди преподавательского состава два академика РАН, 13 действительных членов и членов-корреспондентов отраслевых академий.

Кафедры факультета "Машиностроительные технологии" являются ведущими в России, активно сотрудничают с университетами Германии, Франции, Великобритании, США, Канады, Китая и Японии.

Кафедра "Металлорежущие станки" (МТ1)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Владимир Михайлович Утенков.

Кафедра "Металлорежущие станки" организована в 1930 г. С момента основания заведующими кафедрой являлись: проф. Г.М. Головин, проф. Г.А. Шаумян, проф. А.С. Проников, проф. Г.Н. Васильев.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализации "Проектирование металлорежущих станков и автоматизированных станочных комплексов". Профиль подготовки бакалавров "Технология оборудования и автоматизация машиностроительных производств". Магистерская программа "Автоматизированные станочные комплексы машиностроительного производства".

Среди выдающихся выпускников кафедры: В.П. Ларионов, академик РАН, генеральный директор Объединенного института физико-технических проблем Севера СО РАН; Л.О. Оттенс, генеральный директор завода "Станкоконструкция"; заведующие кафедрами МГТУ им. Н.Э. Баумана, проф.: Г.А. Шаумян; А.С. Проников; А.М. Дальский; Л.И. Волчкевич; В.М. Утенков; А.С. Васильев и др.

Преподавательский состав кафедры включает 4 д-ра техн. наук и 7 канд. техн. наук.

Основные направления научной работы кафедры: автоматизированное проектирование и испытание станков; точность и производительность станков; интеллектуальные комплексы управления и диагностики станков; проектирование мехатронного оборудования.

Научные проекты и направления исследований: разработка методики испытания многоцелевых обрабатывающих центров для проведения высокоскоростной обработки. Кафедрой ведутся совместные работы с институтом Franhofer (Германия), стажировка преподавателей на АГ Kistler (Швейцария) и в университете Демонфорт, г. Лестер (Великобритания).

Область профессиональной деятельности выпускников: компьютерное моделирование рабочих процессов в технических системах, 3D-конструирование и моделирование станков, автоматизация проведения стендовых испытаний и обработки результатов экспериментальных исследований, исследование динамических характеристик сложных механических систем, разработка управляющих программ в САМ-системе для станков с ЧПУ.

Выпускники востребованы ведущими предприятиями машиностроительной, авиакосмической, транспортной, энергетической, оборонной отраслей; учреждениями мелкого и среднего бизнеса (ювелирная отрасль, протезирование), а также инновационными научно-исследовательскими центрами (Сколково, Роснано, Росатом).

На кафедре организовано Малое Инновационное Предприятие "Модульная механика при МГТУ им. Н.Э. Баумана", в рамках которого студенты и аспиранты под руководством преподавателей кафедры решают нестандартные задачи по разработке и созданию инновационных проектов в сфере станкостроения.

Кафедра "Инструментальная техника и технологии" (МТ2)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Сергей Витальевич Грубый.

Кафедра "Инструментальная техника и технологии" создана в 1930 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: проф. И.М. Беспрозванный, Г.И. Грановский, В.Н. Подураев, А.Е. Древаль.

Кафедра является одной из первых отечественных учебно-научных школ в области технологии механической и физико-технической обработки материалов и инструментального дела.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализации "Проектирование механообрабатывающих и инструментальных комплексов машиностроения". Магистерская программа "Процессы и технологии механической и физико-технической обработки".

Среди выдающихся выпускников кафедры: руководители и главные специалисты крупнейших отечественных предприятий и корпораций: А.А. Громов, директор ГПЗ-1; С.Ю. Шачнев, первый заместитель генерального директора ЗАО "Завод экспериментального машиностроения" "РКК "Энергия" им. С.П. Королева" и др.

Кафедрой МТ2 подготовлено более 2000 специалистов, в том числе 18 д-ров техн. наук и более 140 канд. техн. наук. Преподавательский состав кафедры включает 3 д-ра техн. наук и 10 канд. техн. наук.

Среди направлений научной работы кафедры МТ2 — разработка высокоэффективных процессов механической и физико-технической обработки, управление компьютеризированными обрабатывающими комплексами, исследование сверхтвердых инструментальных материалов; микро- и нанорезание металлических материалов и композитов.

Область профессиональной деятельности выпускников: разработка идей, проектирование, изготовление и эксплуатация различных технических объектов для машиностроительной, ракетно-космической, авиационной, приборостроительной, медицинской, деревообрабатывающей и других отраслей промышленности.

Выпускники кафедры МТ2 обладают навыками работы в системах компьютерного конструирования, разработки принципиально новых видов технологических процессов физико-технической обработки; участвуют в проектно-конструкторских работах по созданию технологических комплексов машиностроения.

Область востребованности выпускников кафедры МТ2: машиностроительные и приборостроительные предприятия (механическая обработка изделий, производство технологической оснастки); предприятия ракетно-космической, оборонной, авиационной промышленности; проектные институты, компании (проектирование, разработка техпроцессов изготовления и расчет CAD-, CAM-, CAE-технологий); производство медицинской техники; ювелирная промышленность; деревообрабатывающие предприятия.

Кафедра "Технологии машиностроения" (МТ3)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Александр Сергеевич Васильев.

Кафедра "Технологии машиностроения" создана в 1930 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: проф. В.М. Кован, проф. В.С. Корсаков, проф. А.М. Дальский, проф. А.В. Мухин.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализации "Проектирование технологических комплексов механосборочного производства". Магистерская программа "Технологическое обеспечение качества изделий".

На кафедре МТ3 подготовлено более 3000 инженеров, 120 канд. техн. наук и 20 д-ров техн. наук.

Среди выдающихся выпускников кафедры: министры СССР С.А. Афанасьев, С.А. Акопов, А.А. Горегляд; генеральные директора ведущих предприятий страны В.К. Журавлев, К.П. Иванов и др.

Область профессиональной деятельности выпускников: разработка технологических процессов сборки; изготовление изделий общемашиностроительного назначения, механических устройств радиотехнических систем; разработка и внедрение в производство прогрессивных технологических процессов; проектирование технологических комплексов механосборочного производства; проектирование и запуск в эксплуатацию новых производств, техническое перевооружение и реконструкция существующих; проектирование и эксплуатация интеллектуальных систем технологического назначения; проектирование сборочного оборудования, оснастки и инструмента.

Основные направления научной работы кафедры МТ3: технологическая наследственность в различных состояниях объекта машиностроения; направленное формирование качества изделий машиностроения в многосвязных технологических средах; автоматизация поддержки технологических решений; разработка технологических схем формообразования поверхностей из труднообрабатываемых материалов импульсами электрического тока; повышение точности обработки на станках с ЧПУ; формирование оптимальной структуры технологических комплексов; повышение качества сборки клеевых соединений.

Выпускники востребованы на машиностроительных предприятиях и объединениях; в проектных институтах, инжиниринговых и консалтинговых компаниях, научно-исследовательских институтах.

Кафедра "Метрология и взаимозаменяемость" (МТ4)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Владимир Ильич Пронякин.

Кафедра "Метрология и взаимозаменяемость" создана в 1931 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: проф. Г.А. Апарин, доц. Ю.Н. Ляндон, доц. О.Ф. Тищенко, проф. А.И. Якушев, проф. А.Д. Никифоров, проф. Е.А. Гусев, проф. Е.И. Сычев, проф. М.И. Киселев.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку бакалавров по профилю "Метрология и метрологическое обеспечение". Магистерская программа "Метрология и метрологическое обеспечение".

Кафедра МТ4 выпустила свыше 120 тыс. студентов, 118 аспирантов, 86 канд. техн. наук. Из них докторские диссертации впоследствии защитили О.Ф. Тищенко, Л.Н. Воронцов, Г.Р. Кремнев, А.Н. Мартынов, В.И. Пронякин, А.С. Комшин.

Среди выпускников кафедры — проректоры, деканы и заведующие кафедрами ряда вузов страны; руководители метрологических подразделений промышленных предприятий.

Область профессиональной деятельности выпускников: разработка и практическая реализация систем

стандартизации, сертификации и обеспечения единства измерений; автоматизация процессов измерений, контроля и испытаний в производстве и проведении научных исследований; руководство разработкой и внедрение новой измерительной и испытательной техники; разработка технологий и проектирование высокоточных средств измерений, контроля и диагностики для нужд приборостроения, машиностроения и добывающих отраслей промышленности; научно-исследовательская деятельность в области метрологии, стандартизации и сертификации.

На базе кафедры открыт НОЦ "Прецизионное метрологическое обеспечение машиностроения", занимающийся разработкой средств измерений, контроля и диагностики функционирующих машин и механизмов по оригинальной технологии, созданной кафедрой. На кафедре МТ4 разработан и испытан в промышленных условиях новый фазохронометрический метод и реализующие его средства прецизионного изучения функционирующих машин и механизмов циклического действия.

В рамках Федеральных целевых программ ведутся НИР и НИОКР в области диагностики состояния подшипников, редукторов, турбоагрегатов, гидроагрегатов, режущего инструмента станков прецизионным фазохронометрическим методом.

Кафедра "Литейные технологии" (МТ5)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Андрей Юрьевич Коротченко.

Кафедра "Литейные технологии" организована в 1930 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: проф. Н.Н. Рубцов, проф. Г.Ф. Баландин, проф. О.А. Беликов, доц. А.А. Мандрик, проф. В.А. Рыбкин, доц. А.М. Зарубин.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализации "Проектирование технологических машин и комплексов литейного производства". Профиль подготовки бакалавров "Машины и технологии литейного производства". Магистерская программа "Автоматизированное проектирование литейного оборудования".

Преподавательский состав кафедры МТ5 включает 4 д-ра техн. наук и 8 канд. техн. наук. Кафедра сотрудничает с ведущими профильными кафедрами отечественных и зарубежных университетов, в частности, лекции студентам читает Юрген Баст — профессор Фрайбергской горной академии. Среди направлений научной работы кафедры можно выделить следующие: математическое моделирование процессов изготовления форм, а также процессов заливки и затвердевания металла в форме; изучение конструкции литейных машин; оптимизация систем управления автоматическими комплексами литейного производства; получение оптимальных составов формовочных и стержневых смесей.

Сотрудники кафедры МТ5 активно участвуют в НИР и НИОКР. Ежегодный объем работ составляет не менее 5 млн рублей. Среди крупных заказчиков можно выделить: Министерство промышленности и торговли РФ, ОАО "Алмаз-Антей", АО "НПЦ газотурбостроения "Салют" и др.

Профессиональная деятельность выпускников кафедры МТ5 связана с проектированием передовых технологий литейного производства (в промышленности и в области ювелирного литья); конструированием, модернизацией и наладкой современного оборудования и автоматических комплексов; разработкой систем управления; проведением научных исследований широкого спектра задач. Выпускники востребованы предприятиями машиностроительной отрасли: ОКБ "Сухой", ЗАО "Тяжпромарматура", АО "НПЦ газотурбостроения "Салют" и другими предприятиями России.

Кафедра "Технологии обработки давлением" (МТ6)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Сергей Александрович Евсюков.

Кафедра "Технологии обработки давлением" организована в 1930 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: акад. А.И. Зимин, проф. Е.А. Попов, проф. А.Г. Овчинников, член-кор. А.М. Дмитриев.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализации "Проектирование технологических комплексов в кузнечно-штамповочном производстве". Профиль подготовки бакалавров "Машины и технология обработки металлов давлением". Магистерская программа "Процессы и машины обработки давлением".

Среди выдающихся выпускников кафедры: Р.Ф. Пятибрат, генеральный директор производственного объединения "Первый московский приборостроительный завод им. В.А. Казакова"; член-кор. А.М. Дмитриев; проф. Е.И. Семенов, ректор ВЗМИ; проф. А.Г. Овчинников, заслуженный тренер СССР по альпинизму; проф. Ю.А. Бочаров, декан факультета МТ; проф. Г.С. Гарибов, заме-

ститель генерального директора, директор отделения Металлургии гранул ОАО "ВИЛС"; главные конструкторы ОАО "АвтоВАЗ" Е.Н. Курдюк и Е.Н. Шмелев; С.С. Поздняков, генеральный директор — главный конструктор АО "НПП "Звезда" им. академика Г.И. Северина"; В.М. Нейман, директор ОАО "НИИ "супер ЭВМ" и др.

Преподавательский состав кафедры включает 6 д-ров техн. наук и 7 канд. техн. наук.

На кафедре МТ6 обучаются студенты из Франции, Германии, Китая, Сирии, Казахстана, Украины.

Область профессиональной деятельности выпускников: конструирование машин; проектирование технологических процессов обработки давлением; умение управлять течением металла для получения деталей заданной формы, последовательно применяя нагрев, деформирование, охлаждение; робототехника, системы и средства управления.

Кафедра "Технологии сварки и диагностики" (МТ7)

Заведующий кафедрой — академик РАН, д-р техн. наук, профессор Николай Павлович Алешин.

Кафедра "Технологии сварки и диагностики" создана в 1933 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: член-кор. АН СССР, акад. АН УССР проф. К.К. Хренов, акад. Г.А. Николаев.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализациям: "Производство сварных конструкций", "Диагностика и продление ресурса сварных конструкций", "Контроль и управление качеством в сварочном производстве". Магистерская программа "Технология и оборудование сварочных процессов".

Среди выдающихся выпускников кафедры МТ7 — заслуженные деятели науки и техники РСФСР проф. А.И. Акулов и проф. Н.А. Ольшанский, проф. В.И. Лощилов, заведующий кафедрой "Лазерные технологии в машиностроении" МГТУ им. Н.Э. Баумана А.Г. Григорьянц.

В настоящий период идет бурное развитие кафедры: разработаны новые сварочные технологии и оборудование (в том числе для сварки в космосе); автоматизированные системы на базе нейросетевых моделей; теория сварочных деформаций и напряжений, являющаяся инженерной основой применения сварки в производстве. Открыты перспективные научные направления: диагностика сварных конструкций и оценка остаточного ресурса технических устройств и сооружений.

Область профессиональной деятельности выпускников: разработка технологических процессов изготовления сварных конструкций и изделий различного назначения; диагностика и продление ресурса сварных соединений и конструкций; проектирование оснастки и технологических роботизированных комплексов сварочного производства; проектирование и эксплуатация автоматизированных сварочных установок; проектирование и эксплуатация приборов и оборудования для контроля сварных соединений. Студентам 5—6-х курсов предоставляется возможность подтвердить свою квалификацию в независимом органе по сертификации в качестве специалистов неразрушающего контроля и инженеров-сварщиков, что существенно повышает привлекательность выпускников кафедры на рынке труда.

Направления научно-исследовательской работы: свариваемость, надежность и ресурс сварных конструкций; разработка технологий и автоматизация сварочных процессов; ультразвуковая диагностика сварных изделий.

Кафедра "Материаловедение" (МТ8)

Заведующий кафедрой — академик РАН, д-р техн. наук, профессор Евгений Николаевич Каблов.

Кафедра "Материаловедение" основана в 1929 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: проф. И.И. Сидорин, проф. В.О. Крениг, доц. М.Н. Кунявский, проф. Б.Е. Воловик, проф. И.И. Сидорин, проф. Д.А. Прокошкин (кафедра "Оборудование и автоматизация термической обработки"), проф. Б.Н. Арзамасов, проф. Б.А. Прусаков, проф. С.А. Герасимов.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку бакалавров по профилям "Материаловедение в машиностроении", "Материаловедение и технологии покрытий и поверхностной обработки материалов". Магистерская программа "Материаловедение, технологии получения и обработки металлических материалов со специальными свойствами".

Среди выдающихся выпускников кафедры МТ8: академики РАН С.Т. Кишкин, И.Н. Фридляндер, Ю.К. Ковнеристый, Г.И. Эскин; проф. Б.Н. Арзамасов; почетный авиастроитель Г.И. Скляров.

Кафедра является общеобразовательной и осуществляет подготовку студентов по курсу "Материаловедение" практически для всех кафедр Университета.

Области профессиональной деятельности выпускников:

- проектно-конструкторская: выбор материалов для заданных условий эксплуатации, разработка новых технологических процессов термической обработки, оборудования и оснастки, а также средств автоматизации;
- производственно-технологическая: разработка высокоэффективных процессов упрочнения новых и традиционных материалов, в том числе с использованием вакуума и высокоэнергетических потоков частиц (вакуумная, ионно-плазменная, электронно-лучевая обработка);
- научно-исследовательская: применение современных методов исследований, анализа, диагностики и моделирования свойств материалов, разработка новых материалов для любой отрасли машиностроения и приборостроения;
- организационно-управленческая: анализ технологического процесса как объекта управления, экспертиза качества материалов и изделий, внедрение систем управления качеством продукции, организация и техническое оснащение рабочих мест в термическом производстве, оценка рисков и определение мер по обеспечению экологической и технической безопасности.

Научно-производственные направления: металлические материалы и металлургические технологии, неметаллические материалы, бериллий, металлокомпозиты, испытания материалов. Выпускники кафедры работают на предприятиях: АО "НПЦ газотурбостроения "Салют", ГКНПЦ им. М.В. Хруничева, ФГУП НПО им. С.А. Лавочкина, ОАО "РКК "Энергия" им. С.П. Королева"; НИИ: ОАО "Композит" и др.

Кафедра "Промышленный дизайн" (МТ9)

Заведующий кафедрой — канд. техн. наук, доцент Владимир Григорьевич Брекалов.

Кафедра "Промышленный дизайн" основана в 2010 г., осуществляет подготовку бакалавров по профилю "Промышленный дизайн". Магистерская программа "Промышленный дизайн".

Обучение студентов организуется в среде, соединяющей лучшие традиции отечественного дизайна и современные мировые тенденции в целях формирования дизайнерского мышления. Образовательная политика кафедры определяется опытными практикующими дизайнерами, членами "Союза дизайнеров России", членами "Союза художников". На кафедре МТ9 также преподают молодые практикующие дизайнеры, что позволяет студентам получить представления о разнообразных подходах и методах в дизайн-проектировании.

Программа подготовки промышленных дизайнеров базируется на технической почве, чем обеспечивается непосредственный постоянный контакт с инженерной деятельностью. Специалисты научной школы МГТУ ведут инженерные дисциплины, адаптированные для дизайнеров. С этой целью на кафедре созданы учебные аудитории по принципу дизайн-студий, приспособленных для проведения разнохарактерных занятий, в которых совмещаются интерактивные лекции, проектная работа, компьютерное моделирование, макетирование. Такая среда способствует творческой атмосфере, позволяет осуществлять разные стадии проектирования комплексно.

Наряду с учебным процессом кафедрой МТ9 совместно с центром коллективного пользования "Системное дизайн-проектирование и прототипирование" проводятся научные и опытно-конструкторские работы. Домашние задания, курсовые и дипломные проекты, выполняемые студентами, максимально ориентированы на реальные заказы организаций и предприятий.

Выпускники кафедры работают в студиях промышленного дизайна ("Смирнов дизайн", "Студия Артемия Лебедева"), в конструкторских бюро и предприятиях, занятых разработкой промышленного оборудования (ЗАО "НПО Медприбор", "ПК Аквариус" и др.)

Кафедра "Оборудование и технологии прокатки" (МТ10)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Александр Григорьевич Колесников.

Кафедра "Оборудование и технологии прокатки" основана в 1949 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: акад. А.И. Целиков, проф. Н.И. Крылов, проф. В.М. Синицкий.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализации "Проектирование технологических комплексов прокатного производства". Магистерская программа "Оборудование и технологии прокатки".

За время своего существования кафедрой подготовлено свыше 2000 инженеров, более 20 д-ров техн. наук и 160 канд. техн. наук, среди которых около 50 лауреатов Государственной премии.

Преподавательский состав кафедры включает 4 д-ра техн. наук и 10 канд. техн. наук. На кафедре проводятся научные исследования, связанные с получением сварных труб большого диаметра для нефтегазовой отрасли, усовершенствованием конструкции трубопрокатных агрегатов для получения труб малого диаметра, разработкой нового многослойного материала с ультрамелкозернистой структурой, решением деформационных и тепловых задач. Все исследования включают в себя расчеты методом конечных элементов в современных программных комплексах.

Учебная лаборатория состоит из компактных прокатных станов и вспомогательного оборудования, такого как нагревательные печи, ножницы, установки очистки.

Сфера профессиональной деятельности выпускников — научные исследования в области: непрерывной разливки стали, горячей и холодной прокатки, порошковой металлургии, трубного и профилегибочного производства; разработка новых процессов и оборудования для получения проката; компьютерное моделирование технологических процессов; организационно-управленческая деятельность в сфере разработки новых технологий и при реализации инвестиционных проектов.

Выпускники кафедры работают ведущими конструкторами, технологами, руководителями отделов научно-исследовательских организаций и предприятий металлургической и машиностроительной промышленности.

Кафедра "Электронные технологии в машиностроении" (МТ11)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Юрий Васильевич Панфилов.

Кафедра "Электронные технологии в машиностроении" основана в 1974 г. С момента основания руководство кафедрой при участии доц. Ю.А. Хруничева осуществляли: проф. Н.И. Камышный, проф. Л.И. Волчкевич.

В настоящее время кафедра является одной из ведущих в России по подготовке специалистов в области высоких микро- и нанотехнологий. Магистерские программы "Оборудование и технологии электроники и наноэлектроники" и "Инженерные нанотехнологии в машиностроении". Кафедрой подготовлено более 1500 специалистов, в том числе 10 д-ров техн. наук и около 50 канд. техн. наук. Среди выпускников 16 лауреатов Государственных премий.

Преподавательский состав кафедры включает 5 д-ров техн. наук и 8 канд. техн. наук.

На кафедре создана лабораторная база, включающая: вакуумное технологическое оборудование для нанесения тонких пленок приборо- и машиностроительного назначения, участок изготовления печатных плат, а также изготовления и исследования нанокомпозитов на основе опаловых матриц, стенды на основе магнито- и электрореологического привода, оборудование для термовакуумной и пневмовихревой обработки.

Объекты профессиональной деятельности выпускников: материалы, компоненты, приборы и устройства электронной и микросистемной техники, технологические процессы их изготовления; методы исследования, проектирования технологического и исследовательского оборудования; моделирование процессов и объектов электронной техники, микро- и наноэлектроники.

Направления профессиональной деятельности выпускников: технологическая электроника (получение вакуума в замкнутых объемах, нанесение тонкопленочных покрытий, размерная микрообработка, ионная имплантация, микролитография); прецизионная механика (проектирование автоматизированного элионного технологического оборудования, механизмов и устройств с микронной точностью перемещений); управляющая электроника (разработка микропроцессорных систем автоматического управления, компьютерная диагностика); информационная электроника (компьютерная поддержка разработок и исследований в электронике, включая автоматизированное проектирование и эксперимент, экранное моделирование процессов микроэлектроники, управляющие программы, базы данных).

Кафедра "Лазерные технологии в машиностроении" (МТ12)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Александр Григорьевич Григорьянц.

Кафедра "Лазерные технологии в машиностроении" основана в 1981 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляет лауреат Государственной премии СССР, лауреат премии Правительства РФ, профессор А.Г. Григорьянц.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку специалистов по специализации "Проектирование промышленных технологических комплексов с использованием высококонцентрированных потоков энергии". Магистерская программа "Лазерная техника и технологии".

Преподавательский состав кафедры включает 3 д-ра техн. наук и 10 канд. техн. наук.

Основные направления научной деятельности кафедры МТ12: традиционные лазерные технологии: резка; сварка; поверхностная обработка и новые направления: аддитивные технологии; стереолитография, осуществляемая послойным отверждением жидкого фотополимера под действием лазерного излучения.

Область профессиональной деятельности выпускников связана с лазерной техникой и технологиями. Студенты изучают и разрабатывают современное лазерное оборудование, основанное на последних разработках квантовой физики и инженерной мысли.

Электронное машиностроение — область науки и техники, занимающаяся изучением явлений, исследованием и разработкой технологических процессов, оборудования и систем управления для производства электровакуумных приборов, интегральных микросхем, печатных плат, радиокомпонентов и других изделий электронной техники. Электронные технологии — процессы обработки материалов потоками частиц высокой энергии, газоразрядной плазмой и излучениями, поэтому их часто также называют электронными, ионными, плазменными или элионными технологиями.

Выпускники работают на ведущих предприятиях: НПЦ "Лазеры и аппаратура ТМ", ОКБ "БУЛАТ", ООО НТО "ИРЭ-Полюс", НПО Машиностроение, ООО "Московский центр лазерных технологий", ФГУП "НПО им. С.А. Лавочкина" и др.

Кафедра "Технологии обработки материалов" (МТ13)

Заведующий кафедрой — д-р техн. наук, профессор Владислав Юрьевич Лавриненко.

Кафедра "Технологии обработки материалов" — старейшая кафедра на факультете, создана в 1868 г. С момента основания руководство кафедрой осуществляли: проф. А.П. Гавриленко, проф. Н.Ф. Чарновский, проф. Г.А. Осецимский, проф. Н.П. Дубинин, проф. А.М. Дальский, проф. Ю.А. Бочаров, проф. В.С. Гаврилюк, проф. В.П. Ступников.

В настоящее время кафедра осуществляет подготовку бакалавров по профилю "Реновация средств и объектов материального производства в машиностроении". Магистерская программа "Модернизация и инновации оборудования и технологий в машиностроении".

Преподавательский состав кафедры включает 13 д-ров техн. наук и 30 канд. техн. наук.

Основные направления научных исследований кафедры МТ13: технология, механизация и автоматизация литья, новые технологические процессы обработки давлением, прочность сварных соединений, восстановление рабочего ресурса изделий, использование изделий по новому назначению (конверсия), переработка отслуживших свой срок материалов и изделий для вторичного использования их в производстве новой продукции, модернизации машиностроительного оборудования.

Кафедрой МТ13 подготовлено 4 д-ра техн. наук, более 70 канд. техн. наук.

За последние 10 лет на кафедре МТ13 выполнено свыше 200 договорных научно-исследовательских работ. По результатам выполненных работ учеными кафедры получено свыше 30 авторских свидетельств, патентов на изобретения и полезные модели.

Кафедра МТ13 располагает лабораториями: горячей обработки металлов, механической обработки, наплавки, триботехники, реновации; включает секции: литейного производства, обработки давлением, сварочного производства, обработки резанием.

Выпускники кафедры МТ13 получают глубокие и разносторонние знания по комплексу основных технологических процессов реновации, овладевают современными методами диагностики и восстановления ресурса технических объектов (гражданских, военных, космических и др.), а также ресурсосберегающими технологиями вторичной обработки изделий и конструкционных материалов. В учебном процессе особое внимание уделено областям знаний: экономика реновации, промышленный менеджмент и маркетинг. Выпускники кафедры востребованы НИИ, заводами и малыми предприятиями машиностроительного профиля.

Учебный процесс подготовки студентов на кафедре органично сочетает в себе фундаментальную теоретическую проработку традиционных общетехнических дисциплин с широким использованием практических знаний при работе в лабораториях кафедры и на ведущих промышленных предприятиях и в научно-технических центрах.

Александр Григорьевич Колесников, д-р техн. наук,
agk@bmstu.ru;
Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук

УДК 621.74

К.А. Батышев[1], А.И. Батышев[2], К.Г. Семенов[1], Е.Д. Демьянов[1], Р.Ф. Юсипов[1]
*([1] Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,
[2] Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС")*

Кристаллизация под давлением доэвтектических и заэвтектических силуминов

Специальными видами литья в машиностроении получают заготовки высокого качества с повышенными механическими свойствами. Одним из таких способов является литье с кристаллизацией под давлением, позволяющее получать плотные отливки из всех групп литейных алюминиевых сплавов.

Ключевые слова: силумины; прессование; литье с кристаллизацией под давлением; прочность; микроструктура; перепад температур; фронт затвердевания; физико-механические свойства.

Special types of casting in mechanical engineering receive blanks of high quality with increased mechanical properties. One such method is die crystallization casting, which makes it possible to obtain dense castings from all groups of foundry aluminum alloys.

Keywords: silumins; pressing; die crystallization casting; strength; microstructure; temperature drop; solidification front; physical and mechanical properties.

Литье с кристаллизацией под давлением (ЛКД) позволяет изготовлять плотные отливки, которые подвергают термической обработке для повышения механических свойств. Основные схемы ЛКД, используемые в России, приведены на рис. 1 [1].

Исследованы тепловые и силовые процессы, протекающие в отливках и пресс-формах при трех первых схемах прессования (см. рис. 1, *а—в*). Большее внимание уделено экспериментальному исследованию тепловых процессов при поршневом прессовании. Опыты проводили на цилиндрических отливках (слитках) диаметром 50 мм и высотой 100...105 мм, которые изготовляли из алюминиевых сплавов в пресс-форме, состоящей из матрицы с толщиной стенки 85 мм, основания толщиной 30 мм и пуансона (все указанные детали изготовлены из стали 5ХНМ). Получены многочисленные кривые охлаждения отливки и нагрева матрицы, изменение давления прессования и перемещения прессующего пуансона, а следовательно, и верхнего торца формирующейся заготовки [2].

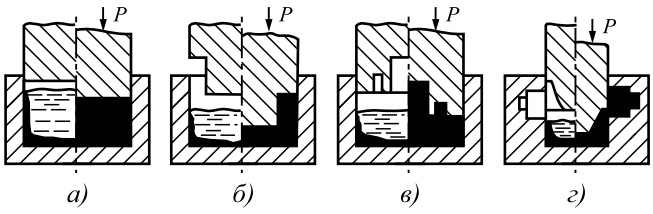


Рис. 1. Схемы прессования при ЛКД:
а — поршневое; *б* — пуансонное; *в* — пуансонно-поршневое; *г* — через литники-питатели

Обобщенные зависимости изменения некоторых исследованных параметров от номинального давления прессования приведены на рис. 2.

На основе их анализа можно сделать следующие выводы: с увеличением номинального давления $p_н$ уменьшаются время затвердевания отливки $\tau_з$, относительная температура ее поверхности $T_п/T_ц$ и величина перепада температур на границе раздела отливка—форма

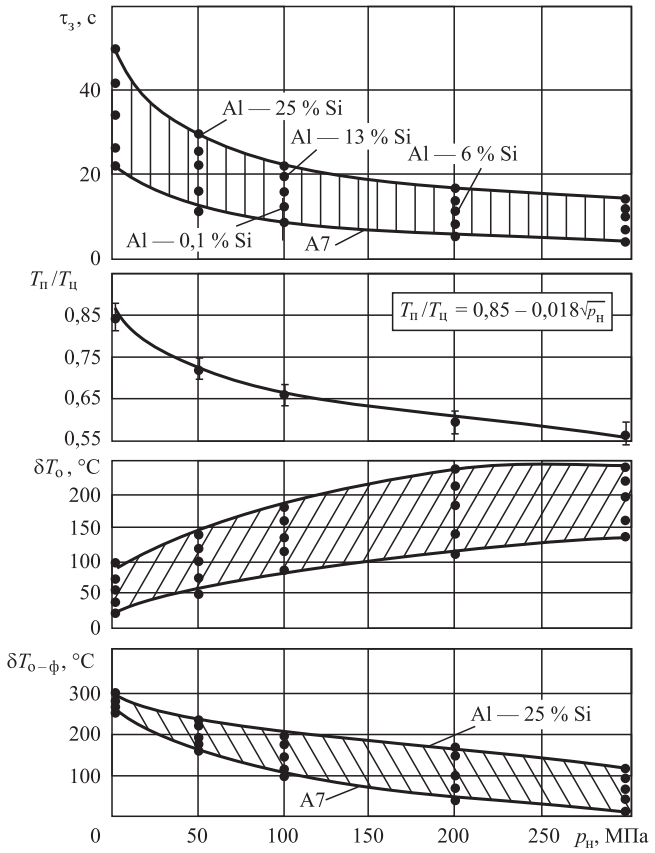


Рис. 2. Зависимости времени затвердевания отливки $\tau_з$, относительной температуры ее поверхности $T_п/T_ц$, перепада температур по ее сечению $\delta T_о$ и на границе "отливка—форма" $\delta T_{о-ф}$ (двойные сплавы системы Al—Si) от номинального давления $p_н$

$\delta T_{о-ф}$, а перепад температур по сечению отливки $\delta T_о$ увеличивается. Все зависимости представлены в виде областей, так как внутри них находятся данные для сплавов системы Al—Si (до 25 % Si). Характер зависимостей справедлив для двойных сплавов систем Al—Cu и Al—Mg и промышленных сплавов.

Таким образом, механическое давление, воздействующее при ЛКД, способствует устранению зазора между формирующейся отливкой и пресс-формой, в результате чего в 4—5 раз интенсифицируется процесс теплообмена на границе раздела отливка—форма. Это приводит к уменьшению в 3—4 раза времени затвердевания отливок из алюминиевых сплавов всех систем и перепада температур на границе раздела между отливкой и формой, к увеличению перепада температур по поперечному сечению и высоте формирующейся заготовки.

Уплотнение формирующейся под механическим давлением отливки зависит от характера затвердевания, прочностных характеристик образовавшейся корки и усадки сплава в соответствующие периоды — в жидком состоянии, при затвердевании и в твердом состоянии. При прочих равных условиях чем больше давление, тем на большую величину перемещается верхний торец отливки и тем лучше уплотняется затвердевающая отливка.

На эффективность уплотнения затвердевающей отливки при ЛКД влияют потери давления на внешнее трение, которые тем больше, чем меньше давление прессования, чем больше габаритные размеры отливки и предел текучести сплава при высоких температурах. При варьировании отношения высоты к диаметру отливки изменяется влияние касательных напряжений на вертикальных и горизонтальных поверхностях на возникновение сил трения и относительных потерь давления прессования на их преодоление (рис. 3). Чем больше указанное отношение, тем больше влияние касательных напряжений на вертикальных поверхностях отливки в снижении эффективности действия давления на затвердевающую отливку.

Перемещение слоев затвердевающей отливки под давлением максимально на расстоянии до 1/3 высоты от верхнего торца — места приложения давления. Его величина зависит от свойств сплава при высоких температурах и скорости затвердевания отливки. Неравномерность уплотнения формирующейся отливки по высоте при воздействии механического давления приводит к ее неоднородному строению, что отражается на структуре и физико-механических свойствах.

Давление свыше 100 МПа, воздействующее на кристаллизующийся сплав, приводит к измельчению структуры отливок [4]. В доэвтектических силуминах первичные кристаллы α-твердого раствора измельчаются в 2,0—2,5 раза, а в заэвтектических силуминах — в 3—4 раза *кристаллы первичного кремния* (КПК), а также составляю-

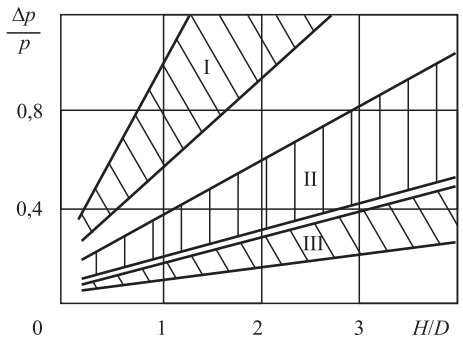


Рис. 3. Зависимость относительных потерь давления на внешнее трение от отношения высоты к диаметру отливки:
I, II, III — номинальное давление 50, 100 и 200 МПа (нижняя граница каждой области при σ_s = 5 МПа, верхняя — при 10 МПа)

щие эвтектики. Измельчение структуры способствует увеличению количества α-твердого раствора в структуре сплавов до- и эвтектического составов и, следовательно, приводит к сдвигу эвтектической точки в сторону кремния [3]. При кристаллизации под давлением форма первичных кристаллов кремния в заэвтектических силуминах не изменяется.

В отливках из заэвтектического силумина (25 % Si) с повышением давления при кристаллизации КПК также измельчаются (дробятся); если при литье в кокиль их размеры составляли 70...75 мкм, то при $p_н$ = 320 МПа — 20...23 мкм; конфигурация (форма) КПК при этом не изменяется (рис. 4).

Изучение микроструктуры силуминов с 13...25 % Si показало, что КПК имеют разное строение и располагаются на фоне α-твердого раствора, но это не отражается кардинально на изменении механических свойств; главное — не строение КПК, а их размеры, изменяющиеся под воздействием давления на затвердевающую отливку. Давление приводит к измельчению КПК, но не оказывает существенного влияния на их конфигурацию (рис. 5).

Измельчение структуры и устранение усадочной пористости способствуют повышению механических свойств отливок, изготовленных ЛКД из исследованных сплавов. При этом между прочностными и пластическими показателями свойств наблюдается прямо пропорциональная линейная зависимость: с увеличением прочности возрастает и пластичность сплавов [5]. Получены отливки из экономнолегированных высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al—Zn—Mg—Ni (никалинов) с $\sigma_{0,2}$ > 500 МПа и $\sigma_в$ > 550 МПа.

Внедрение процесса ЛКД в определенной степени зависит от используемого прессового оборудования — гидравлических прессов. Создание специализированных гидравлических прессов или литейных машин в настоящее время проблематично. Поэтому для ЛКД рекомендовано применение серийно выпускаемых гидравлических прессов, имеющих скорость холостого хода ползуна вниз 80...100 мм/с [6].

При мелкосерийном производстве в качестве технологической оснастки желательно использовать групповые пресс-формы (штампы) [7], заменяя в них для конкретных отливок только те детали, которые соприкасаются с расплавом при заливке и с отливкой во время ее затвердевания и охлаждения.

а) *б)*

Рис. 4. Микроструктуры отливок из сплава Al—25 % Si, затвердевших под атмосферным давлением (*а*) и давлением 320 МПа (*б*)

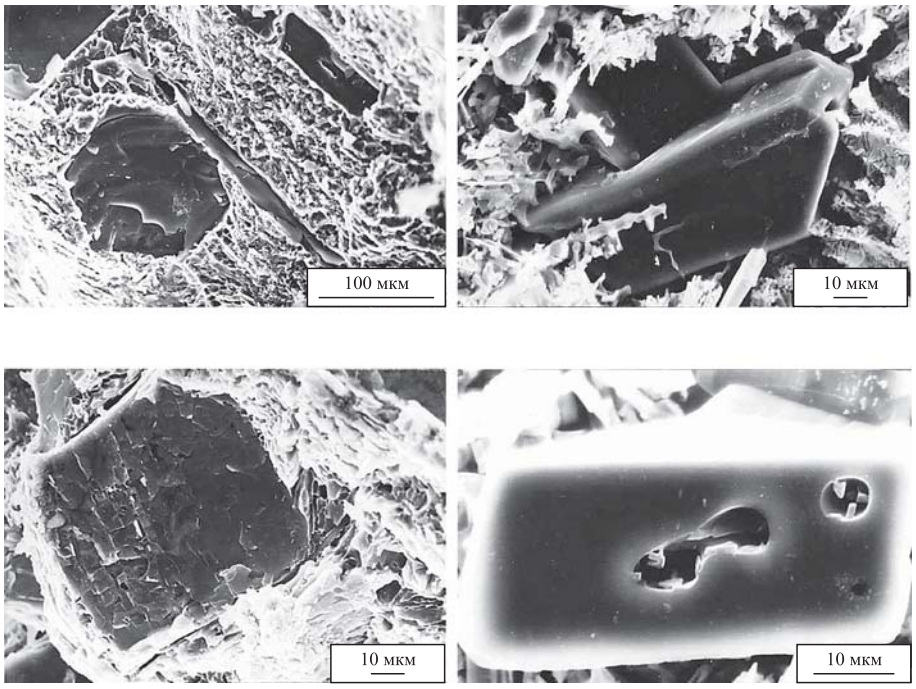


Рис. 5. Форма кристаллов первичного кремния в отливках из сплава Al—17 % Si, затвердевших под давлением 160...320 МПа

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Батышев А.И.** Кристаллизация металлов и сплавов под давлением. 2-е изд. М.: Металлургия, 1990. 144 с.
2. **Батышев К.А.** Литье с кристаллизацией под давлением. М.: МГОУ, 2009. 167 с.
3. **Батышев К.А.** Литье с кристаллизацией под давлением алюминиевых сплавов. Ч. 2 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 2. С. 3—10.
4. **Структура** и механические свойства отливок из силумина, затвердевших под давлением / Л. Станчек, Б. Ванко, А.И. Батышев, К.А. Батышев // Известия МГТУ МАМИ. 2014. Т. 2. № 1 (19). С. 52—54.
5. **Изготовление** герметичных отливок из силуминов / К.А. Батышев, В.И. Безпалько, А.И. Батышев, А.А. Смолькин // Литейное производство. 2012. № 1. С. 29—30.
6. **Гидравлический** пресс для литья с кристаллизацией под давлением алюминиевых сплавов / К.А. Батышев, Л.В. Брежнев, А.И. Батышев, О.Г. Полянчиков // Новые материалы. 2012. № 5—6. С. 7—8.
7. **Универсальная** пресс-форма для литья с кристаллизацией под давлением / В.И. Безпалько, А.И. Батышев, К.А. Батышев, А.А. Смолькин // Новые технологии. № 4. 2012. С. 25—27.

Константин Александрович Батышев, д-р техн. наук, konstbat63@mail.ru;
Александр Иванович Батышев, д-р техн. наук;
Константин Геннадьевич Семенов, канд. техн. наук;
Евгений Данилович Демьянов;
Равиль Фотегович Юсипов, канд. техн. наук

УДК 621.791.052:669.017.3

В.П. Морозов, Ю.Г. Романов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Экспериментальное исследование влияния различных факторов на процесс образования трещин при лазерной наплавке никелевого сплава системы Ni—Cr—B—Si на поверхность конструкционной стали

Исследованы процессы наплавки сплавами системы Ni—Cr—B—Si, включающие применение лазерных источников нагрева. Установлено, что при кристаллизации наплавляемый металл обладает низкими пластическими свойствами в определенном температурном интервале хрупкости (ТИХ). Увеличение деформаций в процессе усадки происходит при этом монотонно. При исчерпании пластичности в ТИХ металл претерпевает хрупкое межкристаллическое разрушение, на появление которого оказывают влияние химический состав сплава, дендритная ликвация, размер и форма кристаллов, содержание примесей, скорость охлаждения и скорость деформации.

Ключевые слова: лазерная наплавка; восстановление деталей машиностроения; порошковые материалы системы Ni—Cr—B—Si; деформации в процессе усадки.

The surfacing processes by Ni—Cr—B—Si alloys including the use of laser heating sources are studied. It is established that during crystallization the weld metal has low plastic properties in certain temperature range of brittleness (TRB). Increase of deformations during shrinkage occurs monotonically. When the plasticity in the TRB is depleted, the metal undergoes brittle intercrystalline fracture, the appearance of which is influenced by the chemical composition of the alloy, dendritic liquation, the size and shape of the crystallites, the impurity content, the cooling rate and the deformation rate.

Keywords: laser surfacing; reconditioning of engineering parts; powder materials of Ni—Cr—B—Si system; deformations during shrinkage.

Введение. Природа образующихся трещин при лазерной наплавке порошков из сплава системы Ni—Cr—B—Si представляет собой двухстадийный механизм, в соответствии с которым возникающие очаги разрушения в виде кристаллизационных трещин развиваются под действием усадочных напряжений в низкотемпературной области [1].

Из положений теории технологической прочности следует, что склонность к образованию го-

рячих трещин зависит от следующих факторов: температурного интервала хрупкости (ТИХ); минимальной пластичности в ТИХ δ_{min}; темпа внутренних деформаций в ТИХ $\partial\varepsilon_{вн}/\partial T$.

Основными из приведенных выше факторов являются: внутренние деформации и деформационная способность металла в высокотемпературном интервале хрупкости (ТИХ-1) [1]. В данной статье рассмотрено влияние внутренних деформаций при условии, что ТИХ остается неизменным.

Оценка внутренних деформаций металла наплавки на основе дифференциального метода. Согласно дифференциальному методу [2] внутренние деформации в металле в процессе наплавки определяются деформациями формоизменения ε_{φ} и свободной усадки $\varepsilon_{св}$:

$$\varepsilon_{вн} = \varepsilon_{св} - \varepsilon_{\varphi}. \quad (1)$$

В случае наплавки валика на пластину (рис. 1) на линии сплавления деформации наплавленного металла $\varepsilon_{\varphi 1}$ и подложки $\varepsilon_{\varphi 2}$ будут равны $\varepsilon_{\varphi 1} = \varepsilon_{\varphi 2}$, где в соответствии с формулой (1)

$$\varepsilon_{\varphi 1} = \varepsilon_{св1} - \varepsilon_{вн1};$$

$$\varepsilon_{\varphi 2} = \varepsilon_{св2} - \varepsilon_{вн2},$$

где $\varepsilon_{вн1}$, $\varepsilon_{вн2}$ — внутренние деформации в наплавленном валике и в пластине (подложке); $\varepsilon_{св1}$, $\varepsilon_{св2}$ — свободные деформации наплавленного валика и металла подложки.

Из данного условия равенства деформаций формоизменения следует

$$\varepsilon_{вн1} = (\varepsilon_{св1} - \varepsilon_{св2}) + \varepsilon_{вн2}, \quad (2)$$

где $\varepsilon_{св1} = \alpha_1 \Delta T_1$; $\varepsilon_{св2} = \alpha_2 \Delta T_2$; α_1, α_2 — коэффициент линейного расширения наплавленного металла и металла подложки.

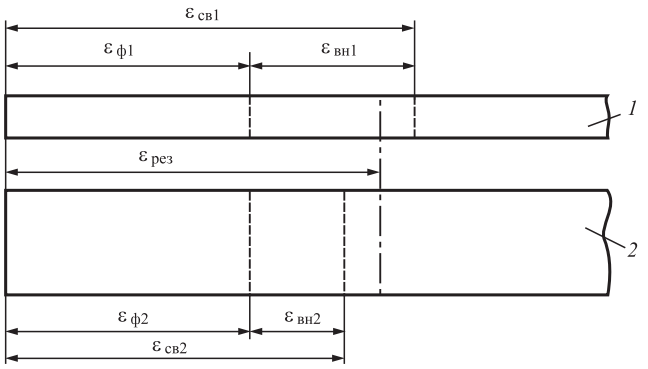


Рис. 1. Схема возникновения внутренних деформаций при наплавке валика на полубесконечную пластину:

1 — наплавка; *2* — подложка; $\varepsilon_{рез}$ — результирующая деформация после наплавки

Анализ зависимости (2) показал, что при наплавке высоколегированными порошками системы Ni—Cr—B—Si на низко- или среднелегированную сталь в валике будут возникать внутренние деформации удлинения не только из-за разницы коэффициентов линейного расширения, но и из-за наличия внутренних деформаций в подложке. Причем эти деформации могут достигать довольно больших значений.

Если принять $\alpha_1 = 20 \cdot 10^{-6}$ °C^{-1} и $\alpha_2 = 12 \times \times 10^{-6}$ °C^{-1} [3], то при охлаждении от 1400 до 400 °C деформации $\varepsilon_{вн1}$ будут больше $\varepsilon_{вн2}$ на 0,8 % (при условии $\Delta T_1 = \Delta T_2 = 1000$ °C). При охлаждении до температур 700 °C деформации $\varepsilon_{вн2}$ близки к $\varepsilon_{св2}$ [1], но в случае использования изделий большой жесткости и при условии действия жестких термических циклов, свойственных лазерной наплавке, это равенство можно распространить и до более низких температур (400 °C), т.е. $\varepsilon_{вн2} = \alpha_2 \Delta T_2 = 1,2$ %. Из этого следует, что на величину $\varepsilon_{вн1}$ большее влияние оказывает $\varepsilon_{вн2}$, чем деформация за счет разницы коэффициентов линейного расширения, $\varepsilon_{вн1} = 0,8 + 1,2 = 2,0$ %.

Таким образом, внутренние деформации в наплавленном металле складываются из двух примерно равноценных составляющих, причем вклад второй составляющей оказывает большее влияние, что подтверждено в работе [4], где при наплавке из сплава ХН80СР на деталь трещины отсутствовали, хотя при наложении второго валика на первый они образовывались.

Для снижения вероятности появления трещин нужно уменьшать каждое из слагаемых, например, выбором материала наплавки и подложки с близкими коэффициентами линейного расширения $(\alpha_2 \geqslant \alpha_1)$ [5] или наплавкой промежуточного пластичного слоя [6], а также перераспределением теплоты между наплавляемым валиком и подложкой (снижая $\varepsilon_{вн2}$).

Первый способ, как правило, затруднителен в связи с тем, что выбор основного и наплавочного металлов ограничен необходимыми свойствами изделия. Уменьшение $\varepsilon_{вн2}$ по аналогии с процессом сварки [2] можно достигнуть снижением скорости наплавки, уменьшением количества подаваемого порошка, применением предварительного подогрева [4], использованием сканирования луча [5] и других приемов, ведущих к увеличению погонной энергии процесса.

Анализу подвергали наплавленные образцы в виде прямолинейных и круговых проб. Лазерную наплавку осуществляли на установках ЛТ-1 [7], КВАНТ-15, КВАНТ-16 с защитой

1. Химический состав исследуемых сплавов, % мас.

Сплав	B	Cr	Si	C	Fe	Прочие элементы	$T_л$	$T_с$
							°C	
№ 2	2,5	11,5	3,75	0,65	4,25	—	1200	997
ХН80СР3	3,83...4,06	13,4...17,34	3,2...5,42	0,54...1,0	4,76...6,16	—	1112	950
СНГН-55	3,2...4,0	14,0...17,0	3,5...4,5	0,7...1,0	4,0	≧1,0 Mn	1050	—

расплава аргоном и без защиты. В качестве наплавочных материалов использовали порошки на основе системы Ni—Cr—B—Si нескольких марок и поставок одной марки (табл. 1). Для сопоставления свойств технологической прочности применяли также порошковые материалы на основе Fe, Cu и WC.

Все сплавы в виде порошка фракций различного размера наплавляли с помощью непрерывного лазерного излучения и импульсно-периодического. Проводили наплавку одиночных валиков и слоя из нескольких валиков с перекрытием. Режимы процесса выбирали из условия обеспечения высоких эксплуатационных свойств покрытия [8], а также качественного формирования наплавленного валика, обеспечивающего хорошую адгезию соединения.

Параметры непрерывного режима: мощность лазерного излучения 2800 Вт; скорость $59 \cdot 10^{-3}$ м/с; массовый расход порошка 0,126 г/с; диаметр пятна нагрева $2{,}7 \cdot 10^{-3}$ м; длина волны лазерного излучения 10,6 мкм; дистанция нанесения порошка $15 \cdot 10^{-3}$ м; фокусное расстояние линзы (из KCl) 0,365 м; расстояние расфокусировки $35 \cdot 10^{-3}$ м; угол наклона сопла 45°. Наплавку осуществляли против движения образца в виде круговой пробы из стали 40Х10С2М.

Параметры импульсного режима: энергия в импульсе 27 Дж; длительность импульса $6 \cdot 10^{-3}$ с; длина волны 1,06 мкм; фокусное расстояние 64,5 мм; диаметр пятна нагрева $1{,}8 \cdot 10^{-3}$ м; расстояние расфокусировки $4 \cdot 10^{-3}$ м; коэффициент перекрытия 0,5; частота следования импульсов 0,1 Гц. В качестве материала основы использовали прямолинейные образцы из стали 45.

Исследование характера расположения трещин в наплавленных валиках и слоях. Металлографические исследования характера расположения трещин позволяют выявить, по каким структурным составляющим проходило разрушение, а также определить его протяженность и возможное наличие очагов разрушения в виде пор, крупных карбидов и т.д.

Исследования проводили с помощью микроскопа "Неофот-21" при увеличениях от 20 до 2000. Характер микроструктуры определяли на микрошлифах, вырезанных в поперечном сечении наплавленного участка. Травление осуществляли пересыщенным раствором хлорного железа в 10%-ном растворе соляной кислоты HCl при температуре 20 °C в течение 30...45 с. Микротвердость составляющих фаз структуры наплавленного слоя измеряли на твердомере ПМТ-3 с использованием нагрузок 0,196; 0,490 и 0,981 Н (20; 50 и 100 гс). При исследовании распределения средней микротвердости по глубине наплавленного слоя в каждом сечении проводили по три измерения и принимали ее средние арифметические значения по всем трем замерам. Для определения твердости отдельных структурных составляющих (для их идентификации), по каждой из них выполняли до шести замеров.

Установлено, что растрескивание происходит только в валике. Металлографический анализ наплавленного слоя показал, что зародыши трещин располагаются по зонам срастания дендритов и имеют длину 20...140 мкм, не выходя на поверхность покрытия (рис. 2). Трещины большой протяженности, идущие пер-

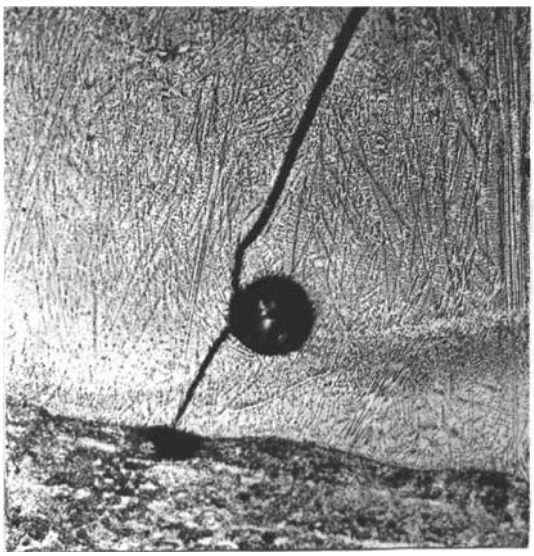


Рис. 2. Микроструктура наплавленного слоя из сплава системы Ni—Cr—B—Si с прямолинейными трещинами большой протяженности. ×200

пендикулярно от линии сплавления к поверхности валика, пересекают первичные формы кристаллизации в виде дендритов и межкристаллические прослойки (см. рис. 2), и носят прямолинейный характер.

Фрактографические исследования поверхности трещин. Фрактографические исследования поверхности трещин позволяют определить характер разрушения и установить, в каком состоянии находился металл во время образования трещины. Для этого в материале подложки делали надрез под трещиной перпендикулярно валику и образец доламывали.

Фрактографический анализ изломов проводили на сканирующем электронном микроскопе Jeol. Выявлено, что стенки поперечных трещин имеют следы обособленной кристаллизации жидкой фазы, площадь которой составляет около 2...3 % площади всей поверхности разрушения (рис. 3, *а*). Эта область имеет ярко выраженные группы дендритов с осями первого и второго порядка. Следовательно, разрушение металла наплавки происходило при наличии жидкости в междендритных промежутках. В процессе разрушения металла валика зерна были разделены сравнительно тонкой пленкой жидкой фазы, последние порции которой затвердевали уже после разрушения, что позволяет классифицировать их как трещины кристаллизационной природы. Эта особенность характерна для непрерывного способа лазерной наплавки (см. рис. 3, *а*) и для импульсно-периодического.

Поверхность излома остальной части наплавленного металла отличается от очага горячей трещины. Это позволяет предположить, что дальнейшее разрушение происходило в твердой фазе, характер которого смешанный: пластичный в виде соединенных между собой греблей отрыва, проходящий по дендритам, и хрупкий — по междендритным прослойкам.

На линии сплавления — частичное отслаивание, которое, по-видимому, является результатом долома образца с трещиной. В материале основы обнаружены две ярко выраженные зоны: зона термического влияния (ЗТВ) с мелкозернистой структурой (балл № 12), свойственной структуре стали 40Х10С2М (материал основы) после закалки, высотой 0,2...0,3 мм; зона основного металла с крупным зерном (балл № 2), не подвергавшегося термическому воздействию.

Аналогичная картина наблюдается и в образцах после импульсной лазерной наплавки, с разницей в том, что в ЗТВ разрушение имеет пластичный ямочный характер. Это связано

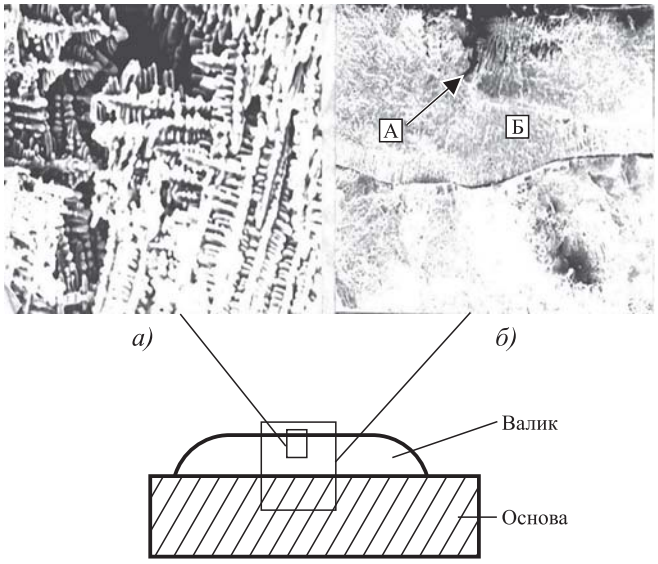


Рис. 3. Фрактограммы поверхности поперечных трещин в металле валика из сплава ПГ-ХН80СР2 ОМ (I) при непрерывной лазерной наплавке:

а — очаг в виде горячей трещины, ×1500; *б* — очаг А и участок Б развития поперечной трещины, ×150

с тем, что в качестве основы использована закаленная сталь 45, разрушение которой носит смешанный характер.

В результате сравнительных фрактографических исследований получено, что при непрерывном и импульсно-периодическом процессах лазерной наплавки возникают поперечные трещины, имеющие одинаковую природу — кристаллизационную. Для борьбы с появлением трещин необходимо выявить основные факторы, влияющие на их возникновение.

Определение критического размера трещины. Сопоставление геометрических размеров площади очага в виде кристаллизационной трещины и площади всего разрушения позволяет сделать заключение об их существенной разнице. Приближенная оценка показала, что площадь очага составляет менее 2...3 % площади всей поверхности трещины (см. рис. 3, *б*).

Полученные результаты позволяют предположить, что кристаллизационная трещина является концентратором деформаций и вызывающих их напряжений, величина которых может быть достаточной для самопроизвольного распространения этой трещины.

В подтверждении этого необходимо найти значение критических напряжений, вызывающих нестабильное разрушение, определив размер очага.

На основе рассмотрения задачи Гриффитса [10] имеем баланс энергии при появлении

трещины в растянутой и закрепленной пластине

$$V = \left[V_0 - \pi d^2 \sigma^2 / (2E)\right] + 4dF_п, \quad (3)$$

где V_0 — потенциальная энергия пластины до образования трещины; σ — напряжение в растянутой пластине; E — модуль упругости второго рода материала пластины; $\left[V_0 - \pi d^2 \sigma^2 / (2E)\right]$ — оставшаяся потенциальная энергия после образования трещины; $2d$ — ширина трещины эллиптической формы; $F_п$ — удельная поверхностная энергия вновь образованных поверхностей пластины.

При увеличении длины трещины l в растянутой пластине происходит изменение энергии. Согласно второму закону термодинамики, самопроизвольные процессы в системе совершаются в направлении уменьшения свободной энергии.

Для нестабильного распространения:

$$\partial V / \partial d < 0. \quad (4)$$

Критическое напряжение $\sigma_{кр}$, выше которого начинается нестабильное распространение трещины, находим из условия $\partial V / \partial d = 0$.

Продифференцировав уравнение (3) по d и приравняв его к нулю, получим

$$\frac{\partial V}{\partial d} = -\frac{2\pi d \sigma_{кр}^2}{2E} + 4F_п = 0. \quad (5)$$

Для двухосного напряженного состояния:

$$\sigma_п = \sqrt{4EF_п / \left[\left(1 - \mu^2\right)\pi d\right]}, \quad (6)$$

где μ — коэффициент Пуассона.

В решении Гриффитса материал принят идеально хрупким, поэтому работа распространения трещины приравнена к поверхностной энергии. В реальных металлических материалах при распространении трещин протекает пластическая деформация, которая намного увеличивает эту работу.

В связи с этим Е. Орван предложил унифицировать формулу (5) для $\sigma_{кр}$ путем добавления к поверхностей энергии $F_п$ работы пластической деформации у вершины движущейся трещины G_c.

Так как в металлах величина G_c намного больше $4F_п$, последней можно пренебречь. Заменив в формуле (6) d на $l/2$, получим

$$\sigma_{кр} = \sqrt{2EG_c / (\pi l)}, \quad (7)$$

формулу (7) можно использовать для определения критической длины трещины [13], при которой наступает ее нестабильное распространение:

$$\sigma_{кр} = 2EG_c / \left(\sigma_{кр}^2 \pi\right). \quad (8)$$

При пластическом разрушении $G_c \geqq$ $\geqq$ 15 Дж/см^2 [13] или $G_c \geqq 15 \cdot 10^4$ Дж/см^2. Для сплавов системы Ni—Cr—B—Si типа СНГН-60 модуль упругости $E = 3{,}99 \cdot 10^{11}$ Н/м^2 [11].

Размер очага в виде кристаллизационной трещины, определенный с помощью планиметрирования при 150-кратном увеличении (см. рис. 3, *б*), имеет длину $l_{кр} = 0{,}2 \cdot 10^{-3}$м.

Критическое напряжение, необходимое для самопроизвольного распространения трещины, составит $\sigma_{кр} = 1{,}386 \cdot 10^4$ МПа.

Сравнительная оценка прочности для сплавов системы Ni—Cr—B—Si позволяет сделать вывод о значении критических напряжений, необходимых для разрушения, около 700 МПа [12]. Для самопроизвольного распространения трещины должно соблюдаться неравенство $\sigma_{кр} > \sigma_в$ при условии, что развитие микротрещины связано с возникновением около ее вершины области пластических деформаций и контролируется в основном энергией пластического течения. Последняя может быть оценена приведенным значением эффективной поверхностной энергии. Для вязкохрупкого состояния это значение находится в диапазоне 1,0...1,5 Дж/см^2 [13]. Тогда $\sigma_{кр} = 3{,}57 \cdot 10^3$ МПа, что также удовлетворяет условию $\sigma_{кр} > \sigma_в$ ($3{,}57 \cdot 10^3$ МПа $> 0{,}7 \cdot 10^3$ МПа).

Таким образом, размеры образующихся очагов в виде кристаллизационных трещин являются достаточными для их самопроизвольного распространения.

Влияние подогрева на деформационный процесс. Известно, что наиболее часто рекомендуемым приемом при борьбе с горячими трещинами является предварительный подогрев металла основы при наплавке. Однако он не может быть применен в силу возможных структурных изменений, приводящих к разупрочнению металла подложки, а также появления очагов горячих трещин в металле наплавки у линии сплавления. Установленное авторами статьи положительное влияние при снижении массового расхода порошка приводит к уменьшению производительности процесса и возможному снижению эксплуатационных свойств покрытия.

Поэтому на основе ранее изложенных предположений с учетом полученных зависимостей был разработан новый способ лазерной наплавки, позволяющий свести к минимуму количество трещин, не снижая преимуществ лазерной обработки. Он заключается в том, что порошок подается в зону наплавки в подогретом состоянии. В этом случае склонность к образованию горячих трещин снижается за счет удаления диффузионно-подвижного водорода и уменьшения теплоты внутренних деформаций в металле основы. Положительное влияние подогрева на сопротивляемость образованию трещин можно оценить на основе определения энтальпии системы в процессе наплавки.

Для нагрева никелевого сплава до плавления с учетом скрытой теплоты плавления необходима удельная энергия, которую можно определить по формуле

$$E_{\text{уд}} = c\rho T_m + L\rho, \qquad (9)$$

где c — удельная теплоемкость металла; ρ — плотность материала порошка; T_m — температура плавления сплава системы Ni—Cr—B—Si; L — удельная теплота плавления.

При T_m = 1000 °С; $L\rho$ = 2,3 Дж/мм^3 получаем E_1 = 6,2 Дж/мм^3.

В случае использования подогретого порошка имеем дополнительно введенную теплоту:

$$\Delta E_{\text{п}} = c\rho\Delta T, \qquad (10)$$

где ΔT — температура подогрева порошка.

Для никелевого сплава: c = 1,67 Дж/(кг·К) (0,109 кал/(г·°С)); ρ = 8900 кг/м^3 (8,9 г/см^3); ΔT = 673 К (400 °С); $c\rho$ = 14 863 Дж/(м^3·К) (0,0049 Дж/(мм^3·°С)); $\Delta E_{\text{п}} = 1{,}56\cdot10^9$ Дж/м^3 (1,56 Дж/мм^3).

Баланс энергий показал, что в случае наплавки подогретого порошка требуется приблизительно на 25 % меньше энергии луча для его плавления. Избыток теплоты вызывает локальный нагрев валика и затем переходит в материал подложки, разогревая ее.

Исследование влияния подогрева порошка на образование трещин проводили с помощью разработанной методики. Порошок ограниченной массы засыпали в специальную емкость в виде тигля (тигель) и помещали в печь при различных температурах, где выдерживали в течение 15 мин. Продолжительность подогрева выбирали из условий исключения окисления порошка. После нагрева осуществляли лазерную наплавку. Температуру порошка контролировали в процессе всего цикла нагрева, а также перед наплавкой с помощью термопары. Параметры технологического режима были аналогичны описанным выше.

Исследования влияния температуры нагрева порошка $T_{\text{п}}$ на коэффициент трещинообразования позволили установить, что с повышением $T_{\text{п}}$ количество трещин уменьшается. Причем при меньшей мощности необходима большая температура подогрева порошка.

Дополнительно введенная через порошок энергия идет на разогрев основного металла, способствуя благоприятному воздействию на его теплофизическое состояние в процессе наплавки и снижая склонность к образованию трещин.

Применение дополнительного источника теплоты, вводимого посредством нагретого порошка в зону наплавки, может приводить к изменению структурных составляющих, а также процессов деформирования, связанных с изменением термического цикла. Из положений теории технологической прочности следует, что образование трещин в процессе кристаллизации металла валика происходит в случае превышения темпа внутренних деформаций в ТИХ некоторого предельного значения, определяющего его деформационную способность [1]. Для предотвращения разрушения необходимо повысить пластические свойства металла наплавки или уменьшить внутренние деформации в валике.

Внутренние деформации определяются алгебраической суммой деформаций формоизменения ε_{φ} и деформаций $\varepsilon_{\text{св}}$, создаваемых усадкой металла в свободном состоянии (см. рис. 1).

Для определения влияния степени подогрева проводили замеры деформаций формоизменения вдоль наплавленного валика в ЗТВ основы с помощью деформометра с индуктивным датчиком. В качестве образцов использовали пластины размерами 120×50×4 (рис. 4). Во время наплавки с помощью термопары, размещенной между ножками деформометра, фик-

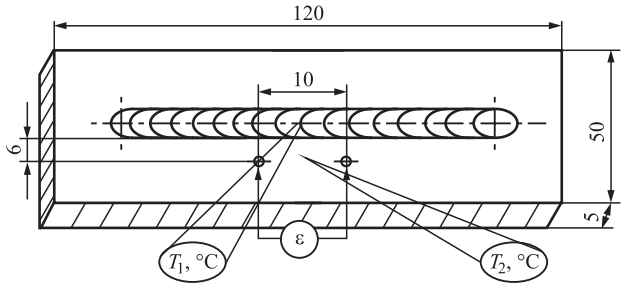


Рис. 4. Образец из стали Ст3, применяемый для определения деформаций формоизменения основного металла $\varepsilon_{\varphi 2}$

сировали изменение температуры в подложке $T_2(t)$ во времени, термический цикл которой затем синхронизировался с термическим циклом $T_1(t)$ материала наплавки (рис. 5).

В результате анализа полученных результатов сделаны следующие выводы: при наплавке подогретого порошка снижается скорость возрастания деформаций формоизменения основы в ТИХ валика по сравнению с наплавкой холодного порошка, а также происходит смещение точек нарастания темпа деформаций $\left(\partial\varepsilon_{ф2}/\partial T\right)$ в область более низких температур. На этапе охлаждения наплавки в материале

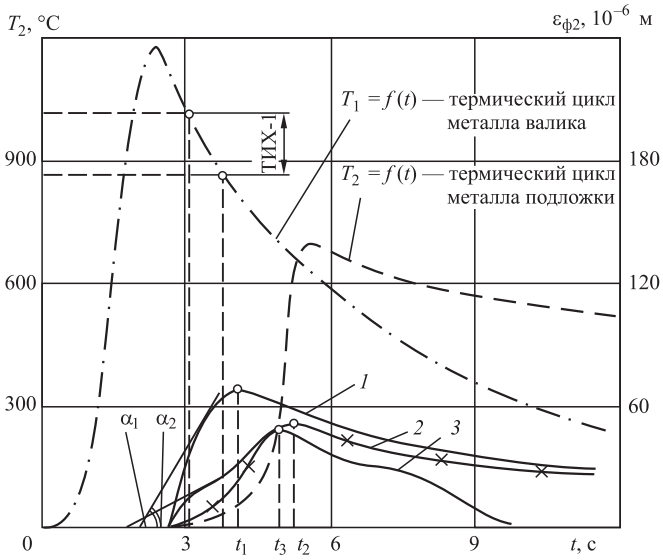


Рис. 5. Изменение температуры T_2 и деформаций формоизменения $\varepsilon_{ф2}$ в ЗТВ основы во времени:

1 — при наплавке порошка с температурой 20 °С; *2* — оплавление основы без порошка; *3* — при наплавке порошка, подогретого до 400 °С

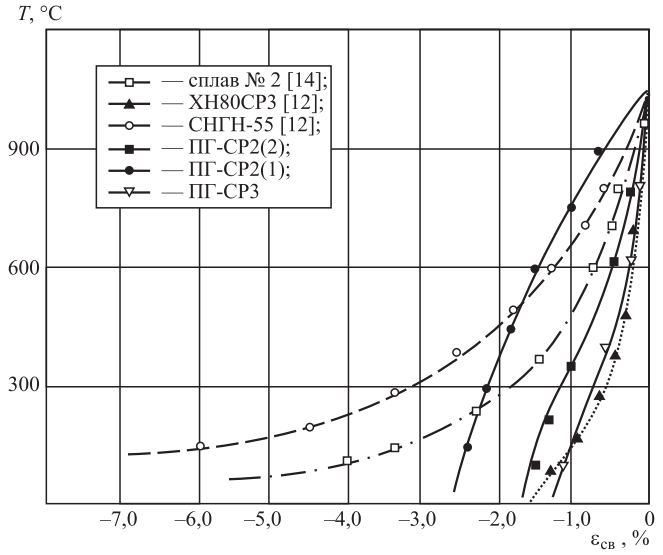


Рис. 6. Дилатограммы сплавов системы Ni—Cr—B—Si

основы возникают деформации удлинения. В этом случае при нахождении наплавленного металла в ТИХ склонность к образованию горячих трещин будет зависеть от суммарного воздействия двух факторов: собственной усадки и темпа расширения подложки.

Вероятность образования трещин в валике будет увеличиваться с возрастанием скорости деформирования $\partial\varepsilon_{ф2}/\partial t$, которая может быть оценена тангенсом угла наклона касательной в точке на кривой $\varepsilon_{ф2} = f(t)$ к горизонтали (см. рис. 5). При неизменных деформациях свободной усадки наплавки $\varepsilon_{св1}$ подогрев снижает значения тангенса угла наклона кривой растягивающих деформаций в подложке (α_1, α_2) и способствует смещению точки достижения максимальных значений $\varepsilon_{ф2}(t)$ в области низких температур валика (t_1, t_2) (см. рис. 5).

Изменение деформаций свободной усадки $\varepsilon_{св}$ сплава определяли по методике ЛТП4-4 [2]. Одновременно с дилатограммой, записываемой индуктивным датчиком, регистрировался график термического цикла, претерпеваемого испытываемым образцом, который в виде проволоки из исследуемого сплава системы Ni—Cr—B—Si закреплен в двух медных токоподводящих зажимах. Последние обеспечивают возможность свободного деформирования образца при нагреве проходящим током [2].

Дилатационный линейный эффект превращения определяется по изменению длины образца, температуру в процессе испытаний которого измеряли термопарой, привариваемой конденсаторной сваркой посередине. Для предотвращения окисления нагрев проводили в среде защитного газа Ar. Дилатограммы исследованных сплавов приведены на рис. 6 [15]. Видно, что химический состав сплавов не оказывает заметного влияния на изменение свободных деформаций $\varepsilon_{св}$. Это согласуется с данными работ [12] (табл. 2) для порошков аналогичных марок (см. табл. 1).

Монотонное изменение зависимости $\varepsilon_{св1} = f(T)$ позволяет качественно судить о технологической прочности по изменению темпа деформаций формоизменения подложки $\partial\varepsilon_{ф2}/\partial T$.

Так как деформации $\varepsilon_{ф2}$ в материале основы растягивающие в процессе пребывания металла валика в ТИХ-1, то в этом случае большему темпу $\partial\varepsilon_{ф2}/\partial T$ соответствуют большие растягивающие внутренние деформации наплавки $\varepsilon_{вн1}$.

Таким образом, подогрев порошка в процессе наплавки снижает склонность к образова-

2. Изменение коэффициента термического расширения для сплавов системы Ni—Cr—B—Si при различных температурах

Сплав	Коэффициент термического расширения α, 10^{-6} °C^{-1} при температуре, °C									Источник литературы
	127	227	327	427	527	627	727	827	927	
№ 2	9,5	12,0	13,0	13,6	13,85	14,1	14,25	14,4	14,65	[14]
	при температуре, °C									
	100	200	300	400	500	600	700	800		
ХН80СР3	12,5	12,8	13,2	13,5	13,6	13,7	13,8	—		[12]
СНГН55	7,62	9,41	10,62	11,17	11,91	12,28	12,94	13,2		

нию горячих трещины за счет уменьшения темпа внутренних деформаций в валике $\partial\varepsilon_{\text{вн1}}/\partial T$.

Выводы

1. На основе дифференциального метода определения внутренних деформаций показаны направления разработки режимов наплавки, обеспечивающих снижение вероятности образования трещин.

2. Уменьшение внутренних деформаций в наплавленном металле можно достигнуть правильным распределением энергии лазерного луча между наплавкой и подложкой, т.е. предварительным подогревом металла основы.

3. Предложен способ повышения технологической прочности при лазерной наплавке порошковых сплавов системы Ni—Cr—B—Si, заключающийся в подаче подогретого порошкового материала в зону плавления. Подогрев порошка приводит к снижению темпа внутренних деформаций растяжения в наплавке в ТИХ-1, а также способствует кристаллизации, стойкой против образования трещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Прохоров Н.Н.** Технологическая прочность металлов при сварке. М.: Машпром, 1960. 60 с.
2. **Прохоров Н.Н.** Физические процессы в металлах при сварке. Т. 2. Элементы физики металлов и процесс кристаллизации. М.: Металлургия, 1976. 598 с.
3. **Физические** свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. Справочник / под ред. Б.Е. Неймарка. М.—Л.: Энергия, 1967. 137 с.
4. **Походня И.К.** О влиянии химического состава железо-хром-углеродистых сплавов на склонность к образованию кристаллизационных трещин // Автоматическая сварка. 1956. № 6. С. 55—63.
5. **Исследование** процесса лазерной наплавки чугунных и хромборникелевых порошков на железо-углеродистые сплавы / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, В.В. Шибаев и др. // Электронная обработка материалов. 1984. 2. С. 36—39.
6. **А. с. 1102149 СССР, МКИ^3 B23K 26/00.** Способ газопорошковой лазерной наплавки / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, В.В. Шибаев, С.А. Микрюков, А.Я. Овчаров (СССР). 3592023/25-27; заявл. 01.07.82; опубл. 20.05.83.
7. **Косырев Ф.К., Косырев Н.П., Лунев Е.И.** Экспериментальная лазерная установка Л.Т-1 // Автоматическая сварка. 1976. № 9. С. 72—73.
8. **Шибаев В.В.** Разработка процесса получения поверхностных покрытий из Ni—Cr—B—Si сплавов при помощи лазерного излучения: дис. ... канд. техн. наук: 05.04.05 / МВТУ им. Н.Э. Баумана. М., 1983. 184 с.
9. **Исследование** лазерной наплавки с присадкой порошка / С.А. Семенов, С.Р. Мильруд, П.А. Манько и др. // Новые процессы наплавки, свойства наплавленного металла и переходной зоны: тез. докл. Всесоюзной конференции. Киев, 1984. С. 35—37.
10. **Griffith A.A.** The Phenomenon of Ruptur and Flow in Solids // Trans Roy Soc. London. 1921. Vol. 221. Ser. A. P. 163—198.
11. **Сбрижев А.Г., Манойло Е.Д., Бонбарев Е.А.** Остаточные напряжения при упрочнении стальных деталей самофлюсующимися сплавами // Сварочное производство. 1979. № 5. С. 8—10.
12. **Шестерен Н.Г.** Исследование и разработка технологии получения и нанесения гранулированных наплавочных материалов газопорошковым методом на детали машин: дис. ... канд. техн. наук. М., 1976. 246 с.
13. **Мороз Л.С.** Механика и физика деформаций и разрушения материалов. Л.: Машиностроение, 1984. 224 с.
14. **Knotek O.** Wear-resistant and Corrosion-resistant Nickel-base Alloys for Coating by Furnace Melting // Thin Solid Films. 1979. Vol. 64. P. 365—369.
15. **Морозов В.П.** Разработка способа и технологии восстановления авиационных деталей и узлов с помощью лазерной наплавки: дис. ... канд. техн. наук. МВТУ им. Н.Э. Баумана, 1987. 284 с.

Валерий Петрович Морозов, канд. техн. наук,
VMorozov.52@mail.ru;
Юрий Геннадьевич Романов, канд. техн. наук

УДК 621.771, 621.98

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

Повышение энергоэффективности кузнечно-штамповочного оборудования ударного действия

Отмечено, что одним из направлений повышения эффективности ударного деформирования на ковочных, штамповочных и листоштамповочных молотах является увеличение продолжительности взаимодействия инструмента с заготовкой путем использования бабы молота с наполнителем. Результаты экспериментов по осадке, протяжке и гибке бабой молота с наполнителем, а также опыт применения бабы штамповочного молота в АО "ММЗ "Авангард" позволили установить увеличение КПД ударного деформирования при ковке и штамповке на молотах, снижение силы деформирования и упругого пружинения, повышение точности деталей при гибке по сравнению со стандартной бабой молота. Это позволяет повысить энергоэффективность используемого кузнечно-штамповочного оборудования, сократить число ударов молота и обеспечить экономию энергии по сравнению со стандартным оборудованием.

Ключевые слова: ковка и штамповка на молотах; осадка; протяжка; гибка; ударное деформирование; баба молота с наполнителем; ковочный молот; штамповочный молот; листоштамповочный молот.

One of the way for improvement of effectiveness of impact deformation on forging die-forging and stamping hammers is increasing the duration of tool interaction with the workpiece by using hammer filler ram is noted. The results of experiments on upsetting, drawing and bending by hammer filler ram, as well as the using experience of die-forging hammer at JSC "MMZ" Avangard "made it possible to establish increase in the efficiency of impact deformation at forging and drop stamping, reduction in the deformation force and impact deformation, increase the accuracy of parts at bending compared to the standard hammer ram. This allows increasing the energy efficiency of the used forging and stamping equipment, to reduce the hammer blows and to provide energy savings in comparison with standard equipment.

Keywords: forging and drop stamping; upsetting; drawing; bending; impact deformation; hammer filler ram; forging hammer; die-forging hammer; stamping hammer.

В современном заготовительном производстве одними из основных способов изготовления заготовок деталей различных форм и размеров являются ковка и горячая объемная штамповка на молотах, применение которых обеспечивает получение стабильного качества поковок, обладающих требуемыми стабильными механическими свойствами. Ковкой и штамповкой на молотах получают около половины всех изготовляемых поковок. Главные преимущества ковки и штамповки на молотах: кратковременность процесса деформирования, возможность использования универсального оборудования относительно небольшой мощности; простота конструкции и управления, невысокая стоимость ковочных и штамповочных молотов и универсального инструмента в основном при единичном и мелкосерийном производствах [1].

Основной недостаток ковки и штамповки на молотах — низкий КПД ударного деформирования (не более 0,7...0,75), что снижает КПД работы всего молота (например, для паровоздушного ковочного молота не более 2..3 %) и повышает расход энергии.

Одними из распространенных ковочных операций являются осадка (уменьшение высоты и увеличение поперечных размеров заготовки) и протяжка (удлинение заготовки или ее части за счет уменьшения площади поперечного сечения).

Ударное деформирование заготовки на молоте происходит за счет энергии падающих

частей молота. При этом процесс удара разделяют на две фазы — нагрузочную (фаза деформации) и разгрузочную (фаза восстановления). При увеличении продолжительности нагрузочной фазы удара (времени контакта инструмента и заготовки) повышаются продолжительность и величина пластической деформации заготовки. Таким образом, за большее время деформирования будет совершена большая работа пластической деформации заготовки, что увеличит КПД ударного деформирования.

Скорости начала деформирования на ковочных молотах составляют 4...9 м/с, при этом продолжительность удара 0,01...0,001 с. Это приводит к высокой скорости деформации заготовки. С повышением скорости деформации могут снижаться пластические свойства и возрастать сопротивление деформированию материала заготовки. Это объясняется тем, что процесс рекристаллизации и разупрочнения наклепанного металла, нагретого до ковочных температур, протекает во времени и при большой скорости деформирования может не завершиться.

Если увеличить продолжительность удара, то уменьшится скорость деформации, при этом ударное деформирование при осадке заготовки может проходить при более благоприятных условиях (небольшие значения сопротивления деформированию и повышенная пластичность), что также может увеличить КПД удара. Повышение КПД удара позволит увеличить КПД и производительность работы молота, снизить расход энергии и затраты на производство.

Увеличение продолжительности удара и деформации заготовки на каждом ударе при осадке на молоте приведет к сокращению общего числа ударов молота для получения поковки заданных размеров, что снизит интенсивность охлаждения поковки за весь технологический процесс ковки и штамповки, например, при использовании осадки в качестве заготовительной операции перед штамповкой.

Ранее были проведены экспериментально-теоретические исследования процесса ударного деформирования при осадке цилиндрических заготовок бабой молота с наполнителем в виде стальных шариков [1, 2]. При этом осадку заготовок осуществляли на экспериментальной ударной установке, состоящей из вертикального копра с максимальной теоретической скоростью бабы при ударе 6,26 м/с и системы скоростной видеосъемки, включающей в себя скоростную цифровую видеокамеру, персональный компьютер и базовое программное обеспечение для сохранения и обработки полученных видеоизображений.

Для определения параметров удара при осадке заготовок проводили видеосъемку с частотой 3000 кадров/с. Продолжительность одного кадра $3{,}33 \cdot 10^{-4}$ с; размер получаемого видеоизображения 150×150 пикселей.

Для осадки заготовок на копре использовали стандартную бабу массой 22,4 кг, а также бабу с наполнителем [3] с той же массой (рис. 1), состоящую из корпуса с внутренней полостью и засыпаемых внутрь стальных шариков из стали ШХ15 (ГОСТ 3722—2014) диаметрами 0,001; 0,002; 0,006 и 0,012 м. При этом отношение массы шариков к общей массе бабы $K_м$ = 0,15; 0,25 и 0,35.

Бабу копра сбрасывали с высот: 0,5; 1,25 и 2 м, которым соответствовали теоретические энергии удара 109,3; 273,2 и 437,1 Дж и теоретические скорости движения бабы при соударении с заготовкой 3,13; 4,95 и 6,26 м/с. Согласно разработанной методике были определены экспериментальные скорости бабы копра при ударе, равные 3,0; 4,8 и 6 м/с.

В качестве материала заготовок для моделирования горячего деформирования стали использовали однородный прессованный свинец марки С2 (ГОСТ 3778—98). Размеры заготовок: высота $H_{заг}$ = 0,026 м; диаметр $D_{заг}$ = 0,05 м.

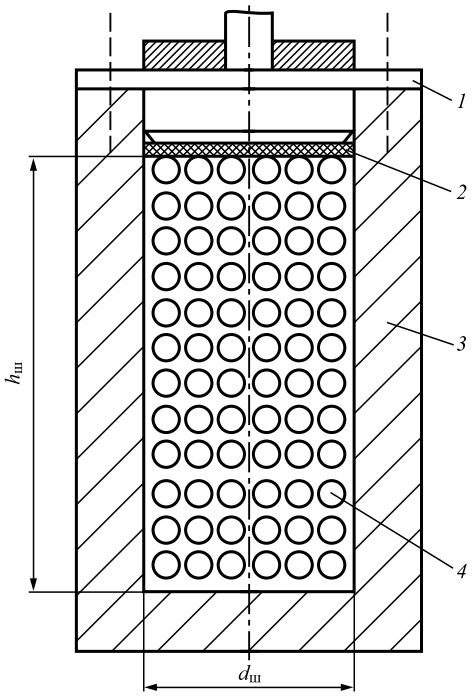


Рис. 1. Баба молота (копра) с наполнителем:
1 — крышка; *2* — упругая прокладка; *3* — корпус; *4* — наполнитель

Для обеспечения условий трения, соответствующих горячему деформированию (коэффициент трения 0,35...0,4), поверхности заготовки, бабы и основания копра обезжиривали ацетоном и натирали мелом.

В результате экспериментально-теоретических исследований процесса ударного деформирования при осадке цилиндрических заготовок бабой молота с наполнителем установлено, что применение бабы молота с наполнителем приводит к увеличению продолжительности удара (до 3 раз), интенсивности формоизменения и степени деформации заготовок (до 1,2 раза), снижению силы деформирования (до 1,3 раза) и увеличению работы пластической деформации и КПД ударного деформирования (до 1,12 раза) по сравнению с осадкой стандартной бабой [1, 2, 4].

Также были исследованы особенности формоизменения заготовки при протяжке на молоте свинцовой заготовки (сечение 20,5×20,5 мм, длина 140 мм) для получения поковки сечением 15×15 мм. Для деформирования заготовок на вертикальном копре использовали стандартную бабу, а также бабу молота с наполнителем в виде стальных шариков из стали ШХ15 диаметром 12 мм (см. рис. 1).

Для обеспечения возможности сравнения результатов экспериментов по осадке со стандартной бабой и бабой с наполнителем их массы принимали одинаковыми и равными 22,4 кг. Для этого масса корпуса бабы с наполнителем составляла 14,49 кг, масса засыпаемых внутрь шариков 4,76 кг (отношение массы шариков к общей массе бабы 0,21), масса крышки 3,15 кг.

Высота сбрасывания бабы молота (копра) 1,15 кг, что соответствовало теоретической энергии удара 329,3 Дж.

Протяжку заготовки стандартной бабой молота осуществляли по схеме квадрат—прямоугольная пластина—квадрат. При этом по известным соотношениям определяли:

— суммарную уковку У = 1,87;

— уковку за каждый проход $У_1 = У_2 = 1,37$;

— степень деформации по высоте для первого прохода $\varepsilon_1 = 0,4$;

— относительную подачу $\psi_1 = 0,97$;

— шаг подачи для первого прохода $c_1 = 20$ мм;

— число ударов на первом проходе 7;

— относительную подачу на втором проходе протяжки после кантовки $\psi_2 = 1,21$;

— шаг подачи для второго прохода $c_2 = 30$ мм;

— число ударов на втором проходе 6.

При протяжке заготовки бабой молота с наполнителем установлено, что степень деформации заготовки по высоте ε увеличилась по сравнению с применением стандартной бабы молота и составила 0,5. Это соответствует полученным ранее данным по осадке цилиндрических заготовок, при которой возросла степень деформации заготовок при использовании бабы с наполнителем по сравнению с применением стандартной бабы [1, 2].

Вследствие этого относительная подача на первом проходе протяжки составила $\psi_1 = 1,13$ и, соответственно, шаг подачи $c_1 = 23$ мм. Таким образом, число ударов для протяжки заготовки длиной 140 мм на первом проходе равно 6.

После кантовки заготовки на втором проходе шаг подачи $c_2 = 37$ мм, а число ударов 5.

В результате экспериментальных исследований процесса ударного деформирования при протяжке свинцовой полосы квадратного сечения на молоте (копре) установлено увеличение степени деформации по высоте заготовки до 1,25 раза и уменьшение числа ударов при протяжке в 1,2 раза при использовании бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков по сравнению с применением стандартной бабы молота.

На основе полученных результатов исследований процесса ударного деформирования при осадке и протяжке предложены конструкция и методика расчета основных параметров бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков [5].

Размеры и массу шариков, засыпаемых во внутреннюю полость бабы молота, определяли по следующим формулам:

— масса и диаметр одного шарика, мм:

$$m_{1ш} \leqslant K_{1м}G; \quad (1)$$

$$D_ш \leqslant 0,062 \cdot 10^3 \sqrt[3]{K_{1м}G}; \quad (2)$$

— масса всех шариков, кг:

$$m_ш \leqslant K_м G; \quad (3)$$

— суммарный объем всех шариков, мм^3:

$$V_ш \leqslant \frac{K_м G \cdot 10^6}{7,85}; \quad (4)$$

— объем внутренней полости бабы молота с наполнителем, мм^3:

$$V_п = \frac{\pi D_ц^2}{4} Hm = \frac{K_м G \cdot 10^6}{\xi \cdot 7,85}, \quad (5)$$

где G — масса падающих частей молота; $K_{1м}$ — отношение массы одного шарика к G ($K_{1м} \geqslant 280 \cdot 10^{-6}$); $K_м$ — отношение массы всех шариков к G ($K_м \geqslant 0{,}17$); $\xi = 0{,}7...0{,}74$ — коэффициент заполнения пространства (меньшие значения принимают для больших диаметров шарика $D_ш$); $D_ц$, H — диаметр и глубина цилиндрических отверстий; m — число цилиндрических отверстий.

Размеры $D_ц$ и H определяют в зависимости от наружных размеров корпуса бабы с учетом конструктивных возможностей ее изготовления и критерию прочности при эксплуатации из величины $V_п$.

В производственных условиях АО "ММЗ "Авангард" проведена модернизация штамповочного молота мод. М2140 с массой падающих частей 1000 кг, заключающаяся в применении бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков вместо стандартной бабы молота [6].

Согласно разработанным рекомендациям (1)—(5) в корпусе бабы были изготовлены четыре цилиндрических отверстия (рис. 2) для последующего размещения в них наполнителя в виде стальных шариков диаметром 30 мм (сталь ШХ15).

Шарики наполнителя помещали внутрь цилиндрических отверстий в корпусе бабы молота с помощью специальных сепараторов (см. рис. 2), состоящих из верхней и нижней крышки и стяжных стержней, заполненных стальными шариками. Нижняя крышка имеет отверстия диаметром, равным или большим диаметра шариков для создания плотной упаковки наполнителя в нижнем ряду [3].

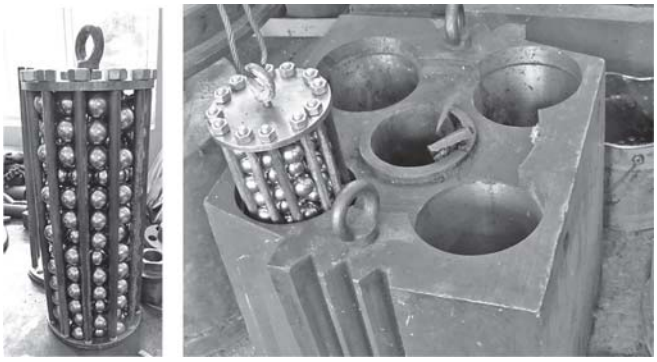
Для фиксации сепараторов внутри цилиндрических отверстий в корпусе бабы молота использовали цилиндрические крышки с фланцами, закрепляемые с помощью винтов через отверстия на передней и задней стенках.

При ударе бабы молота шарики начнут двигаться внутри бабы по направлению или в сторону, противоположную направлению удара до контакта с верхним диском, после чего шарики, расположенные в сепараторе, начнут двигаться вниз, замедляя отскок бабы, увеличивая время удара при взаимодействии бабы молота с заготовкой.

После установки модернизированной бабы с наполнителем на молот мод. М2140 (рис. 3) была проведена экспериментальная штамповка двух партий поковок из сталей 12Х2НВФА и 30ХГСА в общем количестве 100 шт.

Установлено уменьшение числа ударов при использовании модернизированной бабы молота с наполнителем в среднем в 1,1—1,2 раза по сравнению со штамповкой стандартной бабой молота. Размеры поковок, полученных при использовании бабы молота с наполнителем, полностью соответствуют требованиям чертежа.

Для производства деталей авиационной техники из различных материалов в условиях мелко- и среднесерийного производств широко применяют гибку листовых заготовок на



а) *б)*

Рис. 2. Установка наполнителя в корпус бабы молота:
а — сепаратор с шариками; *б* — установка сепаратора в цилиндрические отверстия корпуса бабы молота

Рис. 3. Модернизированный штамповочный молот мод. М2140 с бабой с наполнителем (кузнечный цех АО "ММЗ "Авангард")

листоштамповочных молотах. Основные недостатки листоштамповочных молотов — низкий КПД ударного деформирования заготовки и низкая точность изготовляемых деталей вследствие их упругого пружинения, которое устраняют обычно ручной доводкой, что ухудшает качество поверхности детали и увеличивает трудоемкость.

Ранее проведенные исследования процесса осадки цилиндрических заготовок на молотах [1—5] позволили выявить предпосылки к возможности применения специальных устройств, обеспечивающих увеличение продолжительности ударного взаимодействия инструмента и заготовки путем удержания падающих частей молота в нижней точке при ударе при использовании специальных устройств при гибке на молоте для повышения размерной точности деталей и снижения упругого пружинения.

Для проверки данного предположения были проведены экспериментальные исследования процесса гибки листовых заготовок на молотах. *Цель исследований* — изучение зависимости угла пружинения детали от радиуса скругления, угла гибки, материала заготовки и энергии удара при V-образной гибке на молоте (копре) в условиях целенаправленного увеличения продолжительности ударного взаимодействия при использовании специального устройства, обеспечивающего повышение эффективности ударного деформирования.

Гибку заготовок и определение параметров удара осуществляли на специальном комплексе для экспериментальных исследований процесса гибки на молоте (копре). Комплекс состоит из вертикального копра и системы скоростной видеосъемки. Гибку проводили с помощью экспериментального штампа. Угол пуансона приняли равным 60, 90 и 120°, радиус скругления пуансона 1; 3 и 5 мм.

Для проведения экспериментов по гибке использовали листовые заготовки из стали 10 толщиной 2 мм и размерами 30×40 мм с различным направлением прокатки (вдоль и поперек длинной стороны заготовки). Гибку проводили пуансоном поперек длинной стороны заготовки.

Для гибки заготовок на копре применяли стандартную бабу массой $m_б$ = 22,4 кг, изготовленную из стали 45.

Также для гибки заготовок использовали бабу с наполнителем [3], состоящую из корпуса с внутренней полостью и засыпаемых внутрь шариков диаметрами 0,001; 0,006 и 0,012 м из стали ШХ15. Корпус бабы был изготовлен из стали 45. Между крышкой *1* бабы с наполнителем и шариками *4* установлена упругая прокладка *2* из поролона, которая обеспечивала предварительное упругое поджатие шариков в бабе (см. рис. 1).

Масса корпуса бабы 14,5 кг; отношение массы шариков к общей массе $K_м$ = 0,11; 0,21 и 0,31.

Для возможности сравнения результатов экспериментов по гибке заготовок стандартной бабой и бабой с наполнителем их массы приняли одинаковыми и равными $m_б$ = 22,4 кг. Для этого в бабе с наполнителем использовали крышки массой 6,307; 4,855 и 3,405 кг.

Для проведения экспериментальных исследований процесса гибки листовых заготовок стандартной бабой молота и бабы молота с наполнителем с использованием метода многофакторного планирования эксперимента были составлены матрицы планов экспериментов. В качестве варьируемых факторов были приняты относительный радиус гибки, угол гибки, отношение массы шариков к массе бабы $K_м$ и отношение массы одного шарика к массе бабы молота $K_{1м}$. В таблице приведены результаты экспериментов по гибке заготовок с различным направлением прокатки (вдоль и поперек длинной стороны заготовки) стандартной бабой молота и бабой молота с наполнителем [7, 8].

Получено существенное уменьшение угла упругого пружинения во всех экспериментах (до 2,5 раз) при использовании бабы молота с наполнителем. При этом отскок пуансона от заготовки после гибки отсутствует во всех экспериментах, что создает условия для дополнительной подчеканки (калибровки) заготовки и, соответственно, уменьшения ее упругого пружинения.

На основе полученных данных подготовлены предложения по модернизации листоштамповочного молота мод. МЛ-1,5 с массой падающих частей 1500 кг (рис. 4) в производственных условиях АО "РСК "МиГ", заключающиеся в применении бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков вместо стандартной бабы молота.

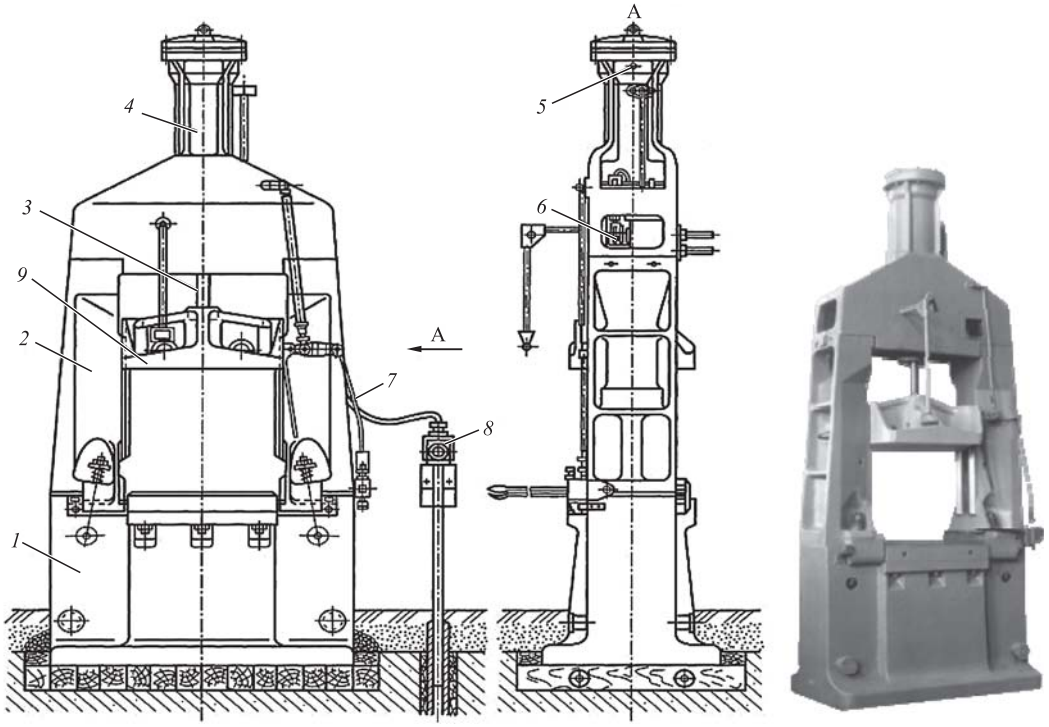
Проведен расчет параметров бабы листоштамповочного молота мод. МЛ-1,5 с наполнителем: масса шариков 129,5 кг; диаметр одного шарика 0,01 м; общий объем шариков 0,016 м^3; минимальный объем отверстий под шарики 0,0205 м^3.

Результаты экспериментов по гибке

Номер опыта	Стандартная баба				Баба молота с наполнителем			
	Направление прокатки							
	вдоль		поперек		вдоль		поперек	
	Δα, °	*t*, мс	Δα, °	*t*, мс	Δα, °	*t*, мс	Δα, °	*t*, мс
1	3,50	13,33	3,00	13,66	0,78	Нет отскока пуансона	0,80	Нет отскока пуансона
2	3,86	16,66	3,19	15,33	3,75		3,33	
3	4,75	14,66	4,08	15,00	4,30		4,25	
4	0,90	16,66	0,83	18,00	0,75		0,80	
5	0,91	12,00	1,01	14,00	0,92		0,85	
6	1,00	16,66	1,24	15,33	0,95		0,92	
7	1,50	18,00	1,37	15,00	0,97		1,33	
8	1,66	16,66	1,31	22,00	1,25		1,31	
9	1,80	16,66	1,40	21,66	0,70		1,25	

Примечание. При гибке заготовок стандартной бабой молота во всех экспериментах имеет место отскок пуансона.

Обозначения: Δα — угол пружинения; *t* — продолжительность удара.



а) *б)*

Рис. 4. Конструкция (*а*) и фотография (*б*) листоштамповочного молота:

1 — стол; *2* — направляющие; *3* — шток; *4* — рабочий цилиндр; *5* — предохранительное устройство; *6* — парораспределительный механизм; *7* — механизм управления; *8* — система смазывания; *9* — баба (стессель) молота

В бабе молота необходимо изготовить 10 отверстий со следующими параметрами: два отверстия диаметром 125 мм и глубиной 400 мм; два отверстия диаметром 95 мм и глубиной 500 мм и шесть отверстий диаметром 55 мм и глубиной 500 мм. Для предотвращения высыпания шариков при ударе предусмотрены крышки, закрывающие отверстия в бабе.

Применение бабы с наполнителем позволит уменьшить упругое пружинение при гибке на листоштамповочном молоте, повысить размерную точность изготовляемых деталей, а также снизить затраты на производство.

Выводы

1. Одним из направлений повышения эффективности ударного деформирования на ковочных, штамповочных и листоштамповочных молотах является увеличение продолжительности взаимодействия инструмента с заготовкой при удержании падающих частей молота в нижней точке при ударе путем использования бабы молота с наполнителем.

2. Применение бабы молота с наполнителем позволяет увеличить КПД ударного деформирования при ковке и штамповке на молотах (до 1,2 раза), снизить силу деформирования (до 1,3 раза), увеличить работу пластической деформации и КПД удара (до 1,2 раза) по сравнению со стандартной бабой молота

3. Разработанные рекомендации по использованию бабы молота с наполнителем можно использовать для модернизации ковочных и штамповочных молотов, позволяющей повысить стойкость штоков молотов, сократить общее число ударов молота для получения поковки заданных размеров, снизить интенсивность охлаждения поковки за весь технологический процесс, уменьшить расход энергии и затраты на производство, а также повысить КПД и производительность молота.

4. Модернизация штамповочного молота мод. М2140 путем замены стандартной бабы на бабу с наполнителем в виде стальных шариков позволила уменьшить число ударов молота в среднем в 1,1—1,2 раза по сравнению со стандартной бабой молота при соответствии размеров полученных поковок требованиям чертежа.

Модернизированный штамповочный молот мод. М2140 с бабой с наполнителем в настоящее время принят к промышленной эксплуатации в кузнечном цехе АО "ММЗ "Авангард".

5. Экспериментальные исследования процесса гибки на молотах позволили установить, что при гибке заготовок с помощью бабы молота с наполнителем угол упругого пружинения уменьшается до 2,5 раз по сравнению с гибкой стандартной бабой молота.

6. Проведен расчет основных параметров бабы с наполнителем для листоштамповочного молота мод. МЛ-1,5 с массой падающих частей 1500 кг и разработаны предложения по модернизации листоштамповочного молота мод. МЛ-1,5 для использования в производственных условиях в АО "РСК "МиГ".

Использование бабы листоштамповочного молота с наполнителем позволит уменьшить упругое пружинение и повысить их размерную точность изготовляемых деталей, а также снизить затраты на производство.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лавриненко В.Ю.** Расчет технологических процессов ковки на молотах при деформировании бабой молота с наполнителем. М.: МГИУ, 2013. 99 с.

2. **Феофанова А.Е., Лавриненко В.Ю.** Экспериментальные исследования процесса удара при осадке цилиндрических заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 12—15.

3. **Пат.** на полезную модель РФ № 150981. Баба молота / Е.И. Семенов, А.Е. Феофанова, В.Ю. Лавриненко и др. Опубл. 10.03.2015, Бюл. № 7.

4. **Лавриненко В.Ю.** Определение энергосиловых параметров процесса ударного деформирования при осадке цилиндрических заготовок // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 7. С. 24—28.

5. **Лавриненко В.Ю., Семенов Е.И.** Модернизация ковочных и штамповочных молотов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2016. № 3. С. 25—28.

6. **Лавриненко В.Ю., Чуваев И.С.** Экспериментальные исследования гибки листовых заготовок на молотах // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2016. № 3 (317). С. 133—136.

7. **Лавриненко В.Ю., Шагалеев Р.Р.** Построение математической модели процесса гибки листовых заготовок с использованием бабы листоштамповочного молота с наполнителем // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 4. С. 162—168.

8. **Лавриненко В.Ю., Чекалов В.П., Аюпов Т.Х.** Применение бабы молота с наполнителем для модернизации штамповочного молота с массой падающих частей 1000 кг // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 1. С. 21—24.

Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук,
vlavrinenko@bmstu.ru

УДК 621.7.043

С.А. Евсюков
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Учет объемной схемы напряженного состояния при анализе напряженного состояния в формоизменяющих операциях листовой штамповки

Выполнен анализ напряженного состояния заготовки в формоизменяющих операциях листовой штамповки. При этом схема напряженного состояния заготовки в отличие от традиционных решений считается объемной. Показано, что объемную схему напряженного состояния можно учесть введением в известные зависимости для определения напряжений дополнительного слагаемого, содержащего относительную толщину заготовки.

Ключевые слова: листовая штамповка; формоизменяющие операции; объемная схема напряженного состояния.

The analysis of the stress state of the workpiece in the forming operations of sheet-metal stamping is performed. In this case, the stress state scheme of the workpiece, in contrast to traditional solutions, is considered to be volumetric. It is shown that the volumetric of the stress state scheme can be taken into account by the introduction of known dependences for the determination of the stresses of additional component containing the relative thickness of the workpiece.

Keywords: sheet-metal stamping; forming operations; volumetric stress state scheme.

При анализе процессов деформирования заготовок с помощью основных формоизменяющих операций листовой штамповки широко применяют решения, полученные в рамках инженерного метода при совместном решении уравнений равновесия безмоментной теории оболочек и условия пластичности. Указанные решения характеризуются наглядностью и позволяют оценить влияние основных технологических факторов на процесс формоизменения. Однако большинство этих решений получено без учета объемной схемы напряженного состояния, что снижает их точность.

Основные уравнения указанной теории для произвольного элемента пространственной оболочки при отнесении всех сил, действующих на элемент, к срединной поверхности, осреднении напряжений по толщине и проектировании их на нормаль и касательную к серединной поверхности в меридиональном направлении, будут согласно [1, 2] иметь вид:

$$\begin{cases} \rho\dfrac{d\sigma_\rho}{d\rho}+\sigma_\rho\left(1+\dfrac{\rho dS}{Sd\rho}\right)-\sigma_\theta-\dfrac{\mu\rho\sigma_к}{S\sin\alpha}=0; \\ \dfrac{\sigma_к}{S}-\dfrac{\sigma_\rho}{R_\rho}-\dfrac{\sigma_\theta}{R_\theta}=0, \end{cases} \quad (1)$$

где σ_ρ, σ_θ, $\sigma_к$ — меридиональное, тангенциальное и контактное напряжения; ρ — расстояние элемента заготовки от оси симметрии; S — толщина заготовки; μ — коэффициент трения; α — угол между касательной к срединной поверхности заготовки в меридиональном сечении в данной точке очага деформации и осью симметрии (для конического очага деформации — угол конусности); R_ρ, R_θ — радиусы кривизны срединной поверхности элемента заготовки в меридиональном и широтном (тангенциальном) сечениях.

Эта система уравнений может быть сведена к одному уравнению, которое в случае конического очага деформирования упрощается и принимает вид:

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho}+\sigma_\rho\left(1+\frac{\rho dS}{Sd\rho}\right)-\sigma_\theta(1+\mu\,\mathrm{ctg}\,\alpha)=0. \quad (2)$$

Для решения уравнения (2), содержащего два неизвестных напряжения σ_θ и σ_ρ, необходимо задать закон изменения толщины заготовки в очаге деформации в функции радиуса и добавить условие пластичности, в качестве которого обычно используют гипотезу постоянства максимальных касательных напряжений.

В соответствии с этой гипотезой условие пластичности в общем случае записывается в виде:

$$\sigma_{\max} - \sigma_{\min} = \sigma_s, \qquad (3)$$

где σ_s — напряжение текучести.

Для основных формоизменяющих операций листовой штамповки (обжим, раздача, вытяжка, отбортовка) условие пластичности (3), в зависимости от соотношения главных нормальных напряжений, можно записать в одном из следующих видов:

$$\sigma_\rho - \sigma_\theta = \pm\sigma_s \quad \text{при} \quad \sigma_{\text{ср}} = \sigma_z; \qquad (4)$$

$$\sigma_\theta - \sigma_z = \pm\sigma_s \quad \text{при} \quad \sigma_{\text{ср}} = \sigma_\rho, \qquad (5)$$

где $\sigma_{\text{ср}}$ — среднее напряжение; σ_z — напряжение, действующее в направлении оси z.

Для операции вытяжки реализуется условие (4), при том что $|\sigma_\theta| > |\sigma_z|$, а для операции отбортовки, учитывая, что $|\sigma_\theta| > |\sigma_\rho|$ — условие (5) со знаком "плюс" в правой части.

Очаг деформации в операциях обжима и раздачи распадается на две зоны (см. рисунок), в каждой из которых реализуется свое условие пластичности: для операции обжима в зоне I — условие (4) со знаком "плюс" в правой части и условие (5) со знаком "минус" в зоне II; для операции раздачи в зоне III — условие (4) со знаком "минус" и условие (5) со знаком "плюс" для зоны IV. Условием перехода из одной зоны в другую является равенство напряжений σ_ρ и σ_z. Из этого условия можно определить границы между зонами I и II, III и IV.

Напряжения, возникающие в коническом очаге деформации, при обжиме цилиндрической трубной заготовки в первом приближении согласно [1, 2] можно определять по зависимостям:

$$\sigma_\rho = -\sigma_s (1+b)\left(1 - \frac{r}{\rho}\right); \qquad (6)$$

$$\sigma_\theta = -\sigma_s,$$

где $b = \mu \operatorname{ctg}\alpha$.

Напряжение $\sigma_к$ определим из уравнения Лапласа (второе уравнение в системе уравнений (1)). В большинстве формоизменяющих операций листовой штамповки заготовка в очаге деформации контактирует с инструментом только с одной стороны, другая сторона является свободной. Следовательно, напряжение σ_z изменяется от нуля на свободной поверхности до $\sigma_к$ на контактной. В первом приближении можно принять:

$$\sigma_z = 0,5\sigma_к = 0,5S\left(\frac{\sigma_\rho}{R_\rho} + \frac{\sigma_\theta}{R_\theta}\right). \qquad (7)$$

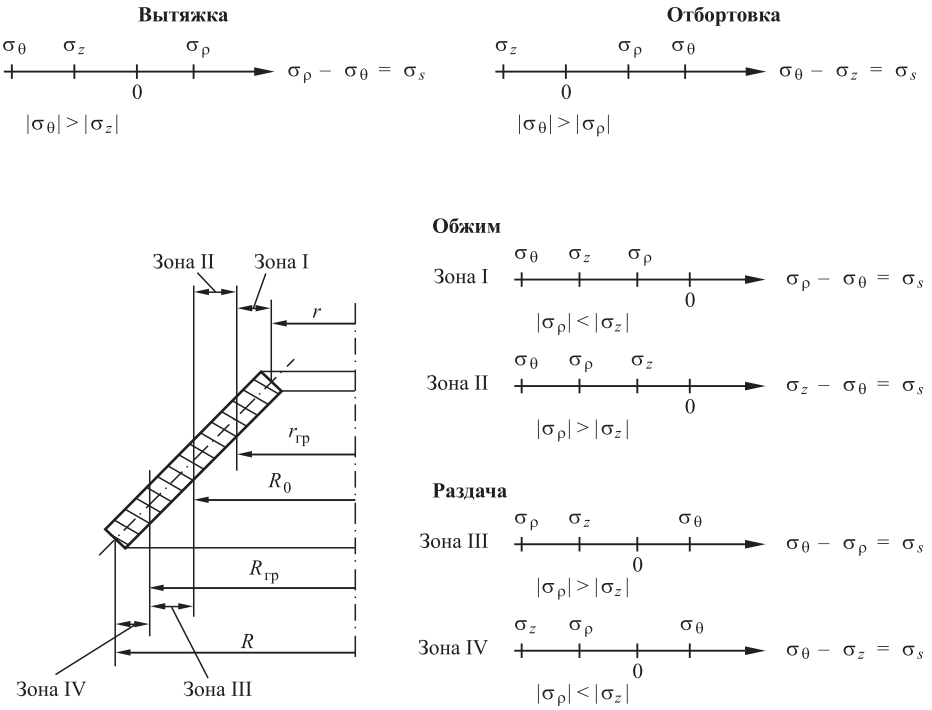


Схема распределения напряжений в основных формоизменяющих операциях листовой штамповки

Для конического очага деформации (7) принимает вид

$$\sigma_z = \frac{S\sigma_\theta \cos\alpha}{2\rho}. \quad (8)$$

На границе зон I и II при $\rho = r_{гр}$ значения напряжений $|\sigma_\rho|$ и $|\sigma_z|$ должны совпадать. Из этого условия и с учетом (6)—(8) получим выражение для граничного радиуса между зонами I и II:

$$r_{гр} = r + \frac{S\cos\alpha}{2(1+b)}. \quad (9)$$

Расчеты по формуле (9) показали влияние на граничный радиус различных технологических факторов. Размер зоны I с увеличением коэффициента трения уменьшается. Зависимость размера зоны I от угла конусности обжимной матрицы имеет экстремум в области 30°.

Аналогично определим граничный радиус между зонами III и IV для операции раздачи. В этом случае выражения для напряжений σ_θ и σ_ρ, возникающих в коническом очаге деформирования согласно [1, 2] можно представить в виде:

$$\sigma_\rho = -\sigma_s(1+b)\left(\frac{R}{r}-1\right);$$
$$\sigma_\theta = \sigma_s\left(1-(1+b)\left(\frac{R}{r}-1\right)\right). \quad (10)$$

Приравняв значения σ_ρ и σ_z из формул (8) и (10), с учетом выражения для σ_θ после несложных математических преобразований получим выражение для определения радиуса, разграничивающего зоны III и IV в явном виде:

$$R_{гр} = \frac{\left(2R + \frac{S\cos\alpha}{1+b}\right)}{4} + \sqrt{\frac{R^2}{4} - \frac{(1+2b)}{4(1+b)}SR\cos\alpha + \left(\frac{S\cos\alpha}{4(1+b)}\right)^2}. \quad (11)$$

Результаты расчета граничного радиуса по формуле (11) при различных значениях технологических параметров показали, что размер зоны IV в операции раздачи увеличивается с повышением коэффициента трения и толщины заготовки. Влияние угла конусности пуансона более сложно, но менее существенно в количественном выражении.

Теперь определим напряженное состояние цилиндрической трубной заготовки при обжиме и раздаче с учетом объемной схемы напряженного состояния, т.е. примем, что $\sigma_z \neq 0$. Упрочнение отсутствует. В этом случае для операции обжима из (2), (5) и (8) получим исходную систему уравнения:

$$\begin{cases} \rho\dfrac{d\sigma_\rho}{d\rho} + b\sigma_\rho - \sigma_\theta(1+b) = 0; \\ \sigma_\theta - \sigma_z = -\sigma_s; \\ \sigma_z = \dfrac{S\sigma_\theta\cos\alpha}{2\rho}. \end{cases} \quad (12)$$

Из системы (12) можно получить выражение, позволяющее определять меридиональное напряжение в любой точке заготовки в зоне обжима конической матрицей с учетом объемной схемы напряженного состояния, но без учета упрочнения материала заготовки и изменение ее толщины в очаге деформации:

$$\sigma_\rho = -1(1+b)\sigma_s \times \left[\left(1-\frac{r}{\rho}\right) + \frac{S\cos\alpha}{2\rho}\ln\frac{2\rho - S\cos\alpha}{2r - S\cos\alpha}\right]. \quad (13)$$

Как следует из анализа формулы (13), увеличение коэффициента трения повышает меридиональное напряжение, а увеличение угла конусности матрицы, наоборот, уменьшает. Повышение относительной толщины заготовки приводит к росту меридионального напряжения.

При сравнении формулы (13) с известной формулой Е.А. Попова для определения меридионального напряжения при обжиме конической матрицей (6) можно заметить, что объемная схема напряженного состояния учитывается появлением дополнительного слагаемого в квадратных скобках, т.е. приращение σ_ρ от объемной схемы напряженного состояния определяется выражением:

$$\Delta\sigma_\rho = -(1+b)\sigma_s \times \left[\frac{S\cos\alpha}{2\rho}\ln\frac{2\rho - S\cos\alpha}{2r - S\cos\alpha}\right]. \quad (14)$$

Аналогично обжиму при тех же допущениях и упрощениях рассмотрим процесс раздачи цилиндрической обечайки коническим пуансоном. Это можно сделать для зоны IV (см. рисунок).

В этом случае уравнение равновесия (2) и условия пластичности (5) вместе с (8) образуют систему исходных уравнений, из которой можно получить одно дифференциальное уравнение:

$$\frac{d\sigma_\rho}{d\rho}+\frac{\sigma_\rho}{\rho}=\frac{2\sigma_s(1+b)}{2\rho-S\cos\alpha}. \quad (15)$$

При решении этого дифференциального уравнения получим выражение, позволяющее определить меридиональное напряжение в любой точке заготовки в зоне раздачи коническим пуансоном без учета упрочнения материала заготовки и изменения ее толщины в очаге деформации, но с учетом объемности схемы напряженного состояния и исходной толщины заготовки:

$$\sigma_\rho=-(1+b)\sigma_s\times \times\left(\left(\frac{R}{\rho}-1\right)+\frac{S\cos\alpha}{2\rho}\ln\frac{2R-S\cos\alpha}{2\rho-S\cos\alpha}\right). \quad (16)$$

Как следует из анализа формулы (16), увеличение коэффициента трения повышает меридиональное напряжение, а увеличение угла конусности матрицы, наоборот, уменьшает. Повышение относительной толщины заготовки приводит к росту меридионального напряжения.

Если сравнивать формулу (16) с известной формулой Е.А. Попова для определения меридионального напряжения при раздаче конической матрицей [1], то можно заметить, что объемная схема напряженного состояния учитывается появлением дополнительного слагаемого в квадратных скобках, т.е. приращение σ_ρ от объемной схемы напряженного состояния определяется выражением:

$$\Delta\sigma_\rho=(1+b)\sigma_s\left(\frac{S\cos\alpha}{2\rho}\ln\frac{2R-S\cos\alpha}{2\rho-S\cos\alpha}\right). \quad (17)$$

По структуре выражения (14) и (17) совпадают, что позволяет сделать предположение о возможности использования подобного дополнительного слагаемого при анализе напряженного состояния и для других формоизменяющих операций листовой штамповки.

Проверим это на операции отбортовки, для которой уравнение равновесия (1) и условие пластичности (5) вместе с (8) образуют систему исходных уравнений, аналогичную системе (12). Поскольку система уравнений аналогична, следовательно, и решение ее аналогично. Как и ранее, в результате решения этой системы получим формулу для определения меридионального напряжения при отбортовке, учитывающую исходную толщину и объемную схему напряженного состояния, которая по структуре совпадает с формулой (13)

$$\sigma_\rho=(1+b)\sigma_s\times \times\left(\left(1-\frac{r_0}{\rho}\right)+\frac{S\cos\alpha}{2\rho}\ln\frac{2\rho-S\cos\alpha}{2r_0-S\cos\alpha}\right), \quad (18)$$

где r_0 — радиус отбортовываемого отверстия.

Полученная формула (18) также содержит слагаемое, учитывающее исходную толщину и объемную схему напряженного состояния, и по структуре аналогично выражениям (13) и (16). Логично сделать вывод о том, что с помощью введения подобного слагаемого можно уточнять любые формулы, полученные ранее многими исследователями для определения меридиональных напряжений в формоизменяющих операциях листовой штамповки. Эти формулы могут учитывать, например, такие технологические факторы, как упрочнение материала заготовки или изменение ее толщины, которые не были учтены при выводе формул (13), (16) и (18).

Вывод. Объемную схему напряженного состояния заготовки в формоизменяющих операциях листовой штамповки можно учесть введением в известные зависимости для определения меридиональных напряжений дополнительного слагаемого, содержащего относительную толщину заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технология** и автоматизация листовой штамповки: учебник для вузов / Е.А. Попов, В.Г. Ковалев, И.Н. Шубин. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. 480 с.

2. **Теория** ковки и штамповки / под ред. Е.П. Унксова, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1992. 720 с.

Сергей Александрович Евсюков, д-р техн. наук,
MT6EVS@yandex.ru

УДК 621.77.014:519.876.5

С.В. Путырский
(ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов"),
А.И. Плохих
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Анализ условий формирования ламинарной структуры в многослойных стальных материалах при горячей пакетной прокатке

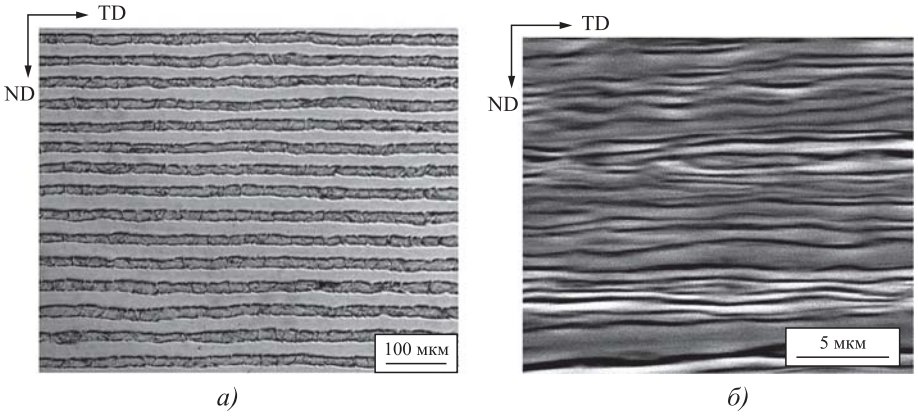
Методом конечно-элементного анализа изучен механизм формирования многослойной структуры в стальных конструкционных материалах. Установлено, что увеличение числа слоев в модели приводит к повышению сил деформации, что соответствует экспериментально обнаруженному росту сил при горячей прокатке многослойного материала. Показано, что решающую роль в увеличении сопротивления деформации многослойного материала играет взаимодействие материала слоя с межслойной границей. При этом с уменьшением толщины слоев эффект оказывает все большее влияние на локализацию пластического течения в отдельно взятых слоях.

Ключевые слова: горячая прокатка; моделирование; метод конечных элементов; деформация; сталь; многослойный материал.

The mechanism of the formation of multilayer structure in steel structural materials is studied by the finite element analysis method. It is established that increase in the number of layers in the model leads to increase in the strain forces, which corresponds to the experimentally observed increase in the forces during hot rolling of the multilayer material. It is shown that the interaction of the layer material with the interlayer boundary plays decisive role in increasing the resistance of deformation of multilayer material. At the same time, with decrease in the thickness of the layers, the effect has increasing influence on the localization of the plastic flow in separate layers.

Keywords: hot rolling; modeling; finite element method; deformation; steel; multilayer material.

Перспективным подходом в решении задачи получения конструкционных материалов с многослойной структурой является реализация схемы многоцикловой пакетной прокатки композитных заготовок, созданных на основе сталей, обладающих различным кристаллическим строением при температуре горячей деформации [1]. Применение разработанной экспериментальной технологии позволяет получать заготовки полосового сортамента шириной 100 мм, толщиной 2...10 мм, с суммарным числом слоев от 100 до 1500. Микроструктура материала имеет ламинарное строение (рис. 1),



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктуры многослойного стального материала:
а — 1-й технологический цикл; *б* —2-й технологический цикл

которое можно характеризовать, как попеременно чередующиеся между собой слои, имеющие близкий химический состав и разделенные между собой большими угловыми границами, с толщинами от 100 до 0,8 мкм.

При синтезе многослойных материалов обнаружено значительное увеличение сил прокатки, снижающее прорабатываемость сечения, что может вызвать раскрытие пакета из-за возникновения значительных напряжений на краях деформируемого материала, в том числе и при реализации накопительных схем деформирования [2].

Повышение сил прокатки отмечено при реализации ARB-метода на заготовках, собранных из листов стали 09Г2С [3]. При этом на определенном этапе происходит некоторое снижение значений давлений прокатки, а после дальнейшего повторения операций — повторный рост необходимой силы деформации. Предположено, что возникновение наблюдаемого эффекта можно объяснить протеканием сложных процессов эволюции в дислокационной субструктуре стали при различных режимах многопроходной пакетной прокатки [3]. По мнению авторов статьи, промежуточное снижение давления прокатки возможно из-за деградации межслойных границ, образованных на первых этапах ARB-прокатки.

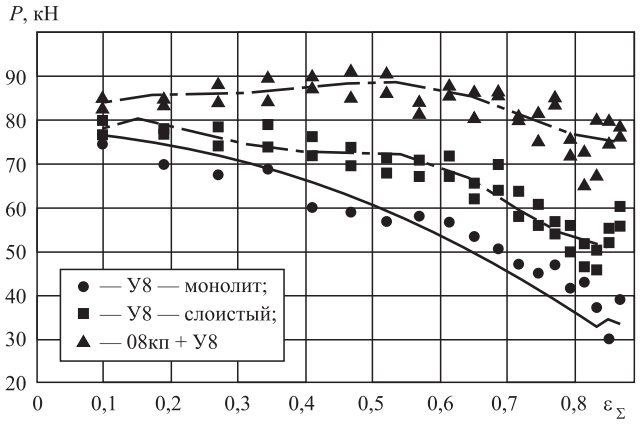


Рис. 2. Экспериментальные зависимости силы прокатки *P* от суммарной деформации ε_Σ

Ранее было показано, что при одинаковых деформационных, температурных и скоростных параметрах процесса силы прокатки многослойного образца, состоящего из 100 чередующихся слоев сталей 08кп и У8, на 50 % превышают силы прокатки образца, полученного горячей пакетной прокаткой из такого же числа слоев стали У8, и более чем на 100 % равного по размерам монолитного образца стали У8, изготовленного из цельной горячекатаной заготовки (рис. 2) [4].

Причиной увеличения сопротивления деформации композитных заготовок может являться формирование особого вида структуры, известной как "бамбуковая" (рис. 3), которая формируется на заключительных стадиях 1-го технологического цикла и наследуется на 2-м цикле изготовления.

В работах по многослойным материалам, а также в исследованиях по влиянию границ раздела на сопротивление деформации [5] отмечена ключевая роль границы между слоями/зернами в увеличении сопротивления деформированию. Для многослойных материалов принципиален следующий факт: является граница раздела между слоями когерентной или нет [6, 7]. С увеличением степени несоответствия между ориентировками кристаллических решеток слоев определенных толщин, когда перестает работать закон Холла—Петча, сопротивление деформации начинает определяться выгибом дислокационной петли в слое и прочностью межслойной границы как барьера для передачи деформации (рис. 4). Такое же сильное влияние оказывает наличие напряжений, вызванное различием значений прочности и коэффициентов термического расширения составляющих композиции.

Также выделяют влияние различных значений модуля сдвига, но данный фактор не имеет значительного влияния в системе, созданной на основе сплавов одного металла. Таким образом, граница раздела между слоями является барьером для передачи деформации из слоя в слой и локализует деформацию в слоях материала.

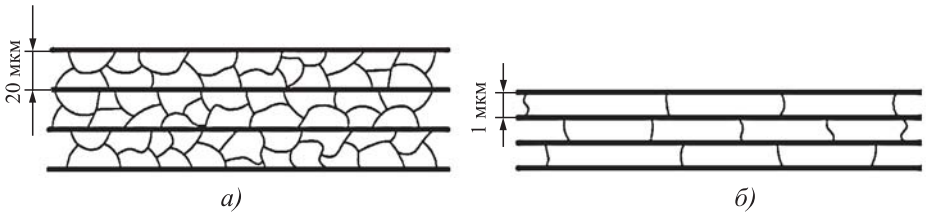


Рис. 3. Схема строения слоев многослойного материала:
а — 1-й технологический цикл; *б* —2-й технологический цикл

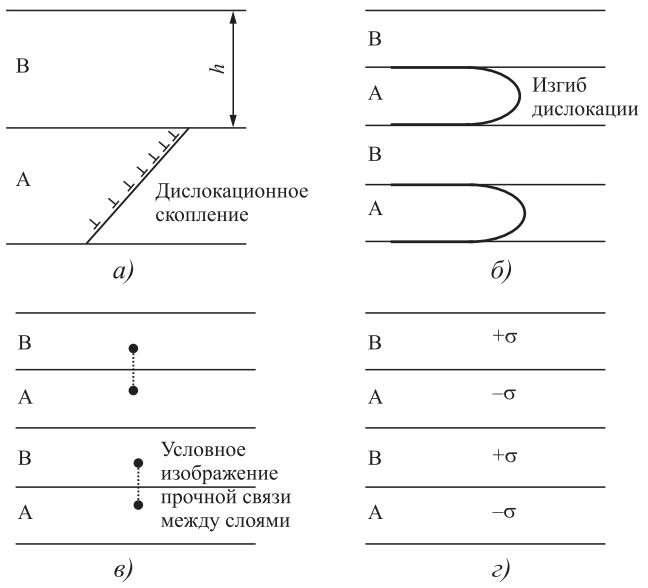


Рис. 4. Схемы возможных механизмов упрочнения в металлических многослойных материалах:

а — модель Холла—Петча; *б* — модель Орована, основанная на выгибании дислокации между препятствиями; *в* — модель Келера, основанная на взаимодействии напряжений дислокаций в слое А (слой с низким значением модуля сдвига) от слоя В (высокое значение модуля сдвига); *г* — чередующиеся напряжения (±σ) в слоях, создающие периодическое сопротивление движению дислокаций через слои [6]

Целью рассмотренных работ являлось изучение деформации и механических свойств уже сформированных различными методами материалов. *Цель данного исследования* — изучение особенностей деформации при структуризации многослойного материала методом горячей пакетной прокатки.

Как показано на рис. 2, увеличение сил деформации наблюдается уже с первых проходов. Но на начальных этапах процесса граница между слоями еще не сформирована. Согласно [8] в зоне контакта слоев происходят следующие процессы:

- образование физического контакта, т.е. сближение атомов соединяемых материалов за счет пластической деформации на расстояние, при котором возникает физическое взаимодействие;
- активация контактных поверхностей, при этом происходит образование активных центров, которыми служат дислокации, выходящие на поверхность контакта;
- объемное взаимодействие, т.е. развитие взаимодействия соединяемых металлов в плоскости контакта с образованием прочных металлических связей.

Параллельно с указанными процессами уменьшается толщина слоев. Деформация из-за отсутствия возможности передачи движения дефектов из слоя в слой локализована послойно. В дальнейшем процесс деформирования может быть описан с помощью механизмов, представленных в [6].

Для выявления факторов, влияющих на эффект увеличения сил прокатки, использован метод конечно-элементного моделирования и разработана модель, позволяющая оценить поведение слоев многослойного материала при деформации.

Граница между слоями — это барьер для передачи деформации в соседние слои, локализует деформацию внутри слоя, благодаря подбору параметров термомеханического воздействия является сохраняемой на различных этапах технологического процесса, взаимодействие дефектов слоя с границей раздела оказывает влияние на деформацию материала внутри слоя. Таким образом, целесообразно выделить при моделировании границу раздела в отдельный недеформируемый слой, разделяющий слои многослойной композиции.

Численный эксперимент заключался в сравнении силы, необходимой для деформации материала, состоящего из различного числа слоев (от 1 до 6). При этом общий объем деформируемого материала и высота пакета одинаковые. Слои разделены между собой жесткими недеформируемыми границами.

Методом конечных элементов нельзя качественно смоделировать дефекты кристаллического строения и их влияние на деформацию слоя. В модели эффект взаимодействия материала слоя с границей будет представлен как трение деформируемого и граничного слоя.

Описание модели. Модель создана с использованием модулей среды ANSYS Workbench, граничные условия заданы в LS-PrePost. Расчет проведен с помощью решателя LS-Dyna. Для уменьшения времени расчета задача решена в плоскодеформированной постановке. Поскольку в данной модели элементы подвергаются значительным деформациям и может происходить их вырождение, в целях избежать введения адаптивного перестроения сетки конечных элементов использованы EFG SHELL-элементы.

Определение значений механических свойств слоев многослойного материала на

различных этапах структуризации при горячей прокатке является очень сложной задачей. Для установления общих закономерностей и подтверждения рассмотренных гипотез свойства материалов слоев в модели могут быть заданы не соответствующими действительности, значения выбирают из удобства создания модели анализа полученных результатов и скорости расчета.

Одно из допущений — изотропность свойств деформируемого материала. Для деформируемых слоев использована модель материала *MAT_PLASTIC_KINEMATIC, для недеформируемых прослоек, моделирующих границу раздела между слоями, — абсолютно жесткая модель материала *MAT_RIGID. Свойства, задаваемые материалам деформируемых слоев и жестких разделительных слоев, приведены в таблице.

Механические свойства материалов элементов модели

Модель материала	ρ, т/мм^3	E	$\sigma_т$	μ
		МПа		
*MAT_PLASTIC_KINEMATIC	$7{,}8\cdot10^{-9}$	$2\cdot10^5$	500	0,3
*MAT_RIGID			—	

Обозначения: ρ — плотность; E — модуль упругости; $\sigma_т$ — предел текучести; μ — коэффициент Пуассона.

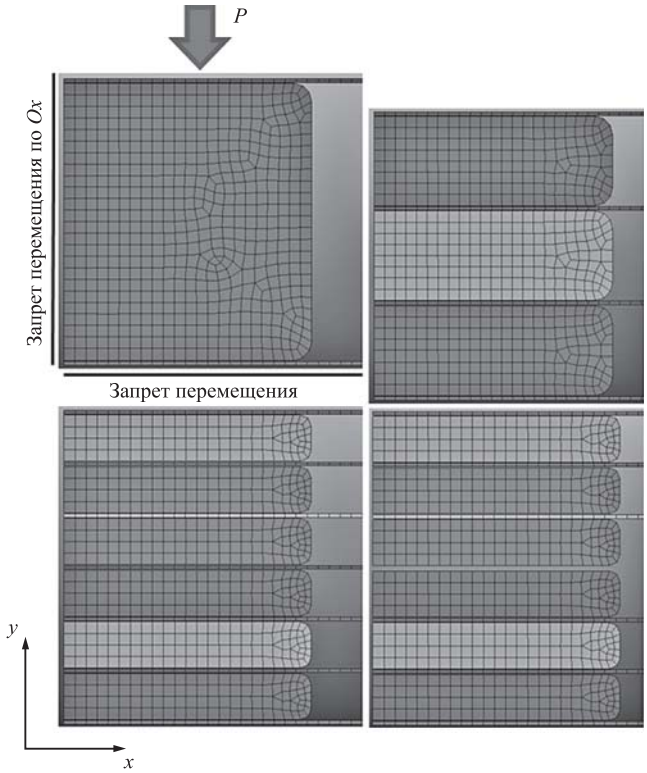


Рис. 5. Разработанные модели с различным числом слоев

Представленная модель не полностью удовлетворяет условиям очага деформации многослойного материала при прокатке [9], поэтому для выполнения условия достижения близких значений сопротивления деформации механические свойства слоев заданы одинаковыми. На узлы, принадлежащие левой грани, наложен запрет на перемещение вдоль оси *Ox*, нижний граничный слой неподвижен во всех направлениях, давление приложено к верхнему граничному слою (рис. 5). Контакт между слоями задан с помощью алгоритма *2D_AUTOMATIC_SINGLE_SURFACE, коэффициент трения принят равным 0,5. Прилагаемая нагрузка постоянно увеличивалась по линейному закону. Проведено сравнение: при какой нагрузке произойдет деформация пакета на высоту 1 мм. Общая высота деформируемого материала составляет 15 мм (вдоль оси *Oy*), длина слоя 14 мм (вдоль оси *Ox*).

Результаты расчетов. На рис. 6 (см. обложку) представлены деформированный вид и распределение эквивалентных напряжений в слоях пакетов.

Расчеты показали, что для осадки на 1 мм монолитной (один слой) модели необходима нагрузка 13,6 кН. Для осадки пакета, состоящего из 3 слоев, необходима нагрузка 29,2 кН, для осадки пакета из 6 слоев — 56,9 кН. Если убрать одну из центральных границ, то необходимая для осадки пакета нагрузка снижается до 42,8 кН.

Установлено, что чем тоньше слои и чем больше число разделяющих их границ, тем выше сила, необходимая для деформации пакета. В случае если убрать один из граничных слоев, то необходимая для деформации сила снижается, что аналогично потере эффекта при нарушении ламинарности структуры деформируемого материала.

Таким образом, сила прокатки возрастает с увеличением числа границ раздела между слоями.

Если в модели, состоящей из 6 слоев, практически убрать трение (задать равным 0,05), то нагрузка, необходимая для уменьшения толщины пакета на 1 мм, снизится до 13,7 кН. Это свидетельствует о решающем влиянии на силы прокатки реакций на межслойных границах, которые в модели условно представлены как

трение. Чем тоньше слой, тем значительнее наблюдаемый эффект.

Заключение. Сохранение границы раздела на различных этапах структуризации позволяет выделить границы между слоями в отдельные недеформируемые слои, что позволяет добиться адекватного поведения конечно-элементной модели.

При сохранении ламинарности строения многослойного материала происходит локализация деформации материала слоя внутри межслойных границ.

Увеличение числа слоев в модели, а соответственно, и границ между слоями, приводит к росту силы деформации, что аналогично повышению сил при горячей прокатке многослойного материала.

В случае нарушения целостности границы между слоями снижается сопротивление деформации.

Решающую роль в увеличении сопротивления деформации многослойного материала играет взаимодействие материала слоя с межслойной границей. При уменьшении толщины слоев этот эффект оказывает все большее влияние на локализованную деформацию отдельно взятых слоев.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследование** особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки /А.Г. Колесников, А.И. Плохих, Ю.С. Комисарчук, И.Ю. Михальцевич // МиТОМ. 2010. № 6. С. 44—49.

2. **Novel** Ultra-High Straining Process for Bulk Materials — Development of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process /Y. Saito, H. Utsunomi ya, N. Tsuji, T. Sakai // Acta Mater. 1999. No. 47. P. 579—583.

3. **Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е., Добаткин С.В.** Перспективные технологии изготовления листового проката с ультрамелкозернистой структурой // Металлы. 2012. № 1. С. 88—92.

4. **Прокатка** стального многослойного материала / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, А.С. Шинкарев, М.О. Миронова // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 8. С. 39—43.

5. **Кондратьев Н.С., Трусов П.В.** Многоуровневые модели пластичности многофазных поликристаллических материалов, основанные на физических теориях пластичности и вязкопластичности // Вестник ПНИПУ. Механика. 2015. № 1. С. 76—105. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.1.06.

6. **Misra A., Kung H.** Deformation behavior of nanostructured metallic multilayers // Advances Engenering Materials. 2001. Vol. 3. No. 4. P. 217—222.

7. **Wang J., Misra A.** An overview of interface-dominated deformation mechanisms in metallic multilayers // Current Option in Dolid State and Materials Science. 2011. Vol. 15. Iss. 1. P. 20—28.

8. **Кобелев А.Г., Лысак В.И., Чернышов В.Н. и др.** Производство слоистых композиционных материалов. М.: Интермет-Инжиниринг, 2002. 496 с.

9. **Плохих А.И., Путырский С.В.** Моделирование процесса пластической деформации многослойных металлических материалов // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2014. Т. 9. № 9 (136). С. 25—30.

Станислав Владимирович Путырский;
Андрей Иванович Плохих, канд. техн. наук,
plokhikh@bmstu.ru

УДК 621.785:[620.186+620.178.15]/669.15'26'28-194

А.Б. Семенов, А.Е. Смирнов, А.Н. Муранов, А.А. Куцбах, Б.И. Семенов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Влияние термической и химико-термической обработки на структуру и свойства хромомолибденовой стали 38ХМА в изделиях, полученных MIM-методом

Исследовано влияние режимов термической и химико-термической обработки на структуру и свойства образцов, полученных MIM-методом из порошковых аналогов среднеуглеродистой хромомолибденовой стали 38ХМА в соответствии с требованиями международного стандарта ИСО 22068. Полученная по MIM-технологии сталь для всех режимов отпуска обеспечивает твердость, не уступающую высококачественной конструкционной стали 38ХМА по ГОСТ 4543. Показан дополнительный потенциал повышения механических свойств полученной MIM-методом стали 38ХМА при азотировании.

Ключевые слова: хромомолибденовая сталь; порошковая металлургия; MIM-технология; термическая обработка; химико-термическая обработка; микроструктура; твердость; износостойкость.

The influence of thermal and chemical-thermal heat treatment modes on the structure and properties of samples obtained by the MIM method from powder analogues of medium-carbon chromium-molybdenum steel 38KhMA in accordance with the requirements of the international standard ISO 22068 is studied. The steel obtained for MIM-technology for all tempering modes provides hardness, not inferior to high-quality structural steel 38KhMA according to GOST 4543. Additional potential for increasing of mechanical properties of the 38KhMA steel obtained by the MIM method due to nitriding is shown.

Keywords: chromium-molybdenum steel; powder metallurgy; MIM technology; heat treatment; chemical-thermal treatment; microstructure; hardness; wear resistance.

Введение. Для производства малогабаритных точных металлических деталей со сложной геометрической конфигурацией эффективными являются технологии аддитивного производства (AM) и инжекционного литья полимерно-порошковых смесей (MIM). За счет сочетания производительности метода литья под давлением с универсальностью процесса спекания шихты порошков требуемого состава MIM-технология net-shape репликации, объединившая преимущества методов традиционной порошковой металлургии и литья в металлические формы, составляет конкуренцию субтрактивным технологиям механообработки, традиционным технологиям литья и порошковой металлургии. В отличие от аддитивных технологий MIM-технология перспективна именно для серийного и массового производств точных деталей из металлов, сплавов и труднообрабатываемых материалов.

Технические требования к химическому составу и характеристикам спеченных металлических материалов, полученных инжекционным формованием смеси тонкого металлического порошка и полимерного связующего, установлены международным стандартом ИСО 22068. Требования указанного стандарта не применимы к деталям, произведенным с помощью других процессов порошковой металлургии, таких как прессование и спекание или порошковая ковка.

В соответствии с требованиями ИСО 22068 все марки материалов, перерабатываемых MIM-методом, получают специальное обозначение, выносимое в основную надпись чертежа детали. Например, изделие из стали марки 38ХМА в соответствии с ИСО 22068 представлено маркой MIM-4140-400 в спеченном состоянии и марками MIM-4140-600H и MIM-4140-1200H — после спекания и соответ-

ствующей термической обработки. Стандарты области MIM-материалов описаны в работе О.Н. Фоминой [1], данное справочное руководство утверждено приказом Госстандарта РФ.

Широко применяемая с 1950-х гг. для производства керамических изделий технология горячего литья под низким давлением (LP PIM) [2] в 1990-е гг. получила развитие в виде PIM-технологий литья под высоким давлением деталей не только из керамики (CIM), но и из металлов (MIM).

MIM-технология инжекционного литья основана на использовании подготовленной определенным образом смеси порошков и полимерного связующего, называемой *фидстоком*, последующем формовании изделия впрыском этой смеси в полость литейной формы и отверждением отливки под избыточным внешним давлением, извлечении отвержденной отливки (формируется близкая к чертежу *"зеленая"* деталь — деталь из полимера, наполненного порошком), удалении полимерного связующего (*дебиндинг*, при проведении которого из "зеленой" детали получается близкая по геометрии пористая *"коричневая"* деталь) с последующим спеканием пористой порошковой детали, в результате чего получается *"готовая"* деталь. После спекания деталь при необходимости подвергают финишной механической обработке, а также термической обработке (ТО) и химико-термической обработке (ХТО) для обеспечения требуемых прочности, ударной вязкости и износостойкости.

Несмотря на более чем тридцатилетнюю историю успешного применения и развития MIM-технологии за рубежом [3], ее практическое освоение в РФ начато менее десяти лет назад [4—6]. Данные о научно-теоретических основах технологии общедоступны [3], однако информация частного и прикладного характера (характеристики и составы материалов, технологические режимы) ограничена.

Один из востребованных сплавов для производства деталей MIM-методом — хромомолибденовая сталь марки 42CrMo4 по номенклатуре Европейского союза и 4140 по номенклатуре США; ее отечественным аналогом является сталь 38ХМА.

В настоящее время в РФ сырьем для производства изделий из стали 38ХМА MIM-методом являются только зарубежные полимерно-порошковые смеси: фидсток MIM-4140 (TCK, Доминиканская республика) [7] и фидсток Catamold 42CrMo4 (BASF, Германия) [8]. Попытки разработки отечественного аналога фидстока Catamold 42CrMo4 описаны в работе [5]. Оба фидстока имеют в своей основе порошок конструкционной хромомолибденовой стали, аналогичной марке 38ХМА, однако существенное различие фидстоков заключается в типе используемой полимерной смеси связующего: фидсток MIM-4140 изготовлен со связующим, предназначенным для растворно-термического способа дебиндинга, а фидсток Catamold 42CrMo4 — со связующим для каталитического способа удаления.

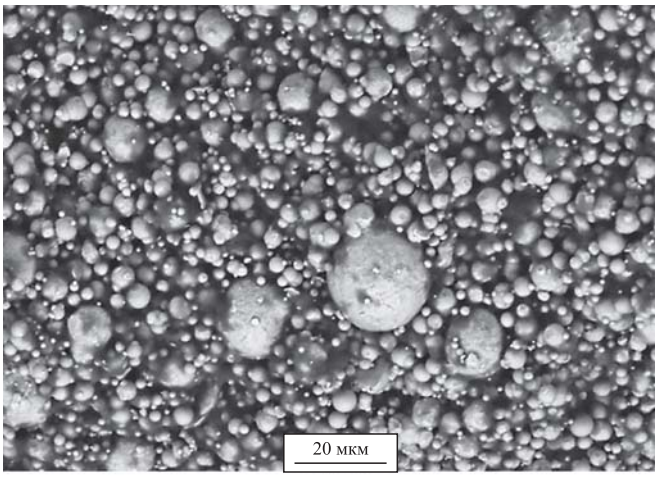
Высококачественная конструкционная среднеуглеродистая хромомолибденовая сталь 38ХМА по ГОСТ 4543 имеет высокие прочностные и вязкопластические свойства и применяется для изготовления ответственных деталей общего назначения, работающих при температуре до 400 °С. Информация о структуре и характеристиках непрерывно-литой и деформируемой стали 38ХМА и ее зарубежных аналогов в зависимости от технологии и режимов ТО и ХТО освещена в литературе довольно подробно [9, 10], однако структурные особенности и характеристики спеченной порошковой стали 38ХМА известны только для малого числа базовых режимов термообработки [7, 8]. Как было указано ранее, свойства материала в MIM-изделии могут отличаться от свойств аналогов, произведенных с помощью других процессов порошковой металлургии.

Потребность прогнозирования рациональных технологических режимов производства качественных изделий с заданным уровнем свойств определяет актуальность и *цель работы* — установление зависимостей структуры и свойств спеченной хромомолибденовой стали 38ХМА, полученной MIM-методом, от режимов ее последующей ТО и ХТО.

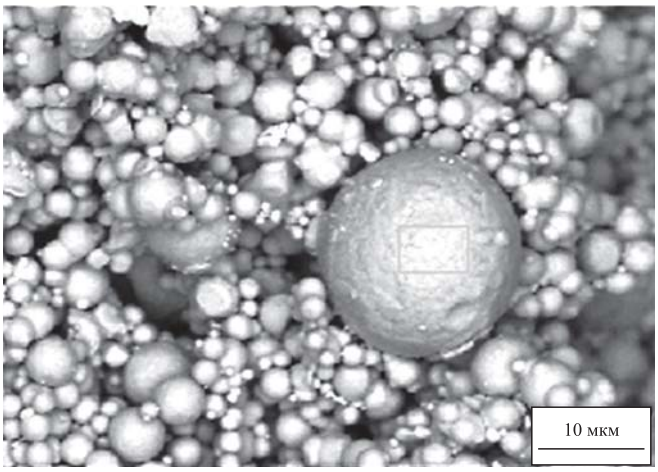
Объекты и методы исследования. Объектами исследования служили образцы из среднеуглеродистой доэвтектоидной хромомолибденовой стали, полученные MIM-методом из порошковых аналогов стали 38ХМА. Используемые MIM-образцы, предназначенные для испытаний на ударную вязкость по Шарпи, были изготовлены в условиях промышленного MIM-производства, соответствовали стандарту 59 MPIF [1] и имели размеры 55×10×5 мм.

В качестве сырья для формования и последующего спекания образцов использовали полимерно-порошковую смесь MIM-4140 [7]. Фидсток MIM-4140 имеет в своей основе 61,8 % об. порошка стали 4140 с размером частиц 2...16 мкм при среднем медианном диаметре D_{50} = 6...8 мкм [7].

Связующее для фидстока MIM-4140 — воск-полиолефиновая полимерная смесь, предназначенная для растворно-термического способа удаления. Восковая часть полимерной смеси связующего из отформованной заготовки элюируется неполярным растворителем, оставляя за собой развитую систему сообщающихся пор. Сформировавшаяся в результате растворного дебиндинга система пор при последующем нагреве пригодна для беспрепятственного выхода газообразных продуктов пиролиза полиолефинового компонента полимерной смеси, на долю которых в зависимости от типа полиолефина приходится более 99,91 % его начальной массы, а массовая доля золы, соответственно, составляет менее 0,09 % и практически не влияет на химический состав спекаемого материала. Такая двухстадийная технология удаления связующего из отформованного полуфабриката предотвращает появление трещин и локальных неоднородностей в теле спекаемой порошковой "коричневой" детали, обеспечивает сохранение ее геометрии.



а)



б)

Рис. 1. РЭМ-изображения излома материала заготовок-полуфабрикатов, полученных из фидстока MIM-4140:
а — "зеленая" деталь; *б* — "коричневая" деталь

Микроструктуры еще не подвергшихся спеканию "зеленой" композиционной и "коричневой" порошковой заготовок, полученных с использованием фидстока MIM-4140, показаны на рис. 1, где видно, что исходная полимерно-порошковая смесь в "зеленой" детали и полученная в результате удаления полимерного связующего "коричневая" деталь обладают однородной микроструктурой и преимущественно содержат металлические частицы сферической формы, что обеспечивает однородность и воспроизводимость усадки при спекании заготовок деталей. Спекание "коричневых" деталей осуществляли в течение 3 ч при температуре 1350 °С в атмосфере азота при абсолютном давлении 80 кПа.

Металлографические исследования стали 38ХМА проводили методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на сканирующем микроскопе FEI Phenom и оптическом микроскопе Optika Microscopes B-800. Пробоподготовка заключалась в изготовлении шлифов, а выявление микроструктуры осуществлялось травлением 4%-ным раствором азотной кислоты в спирте.

Химический состав спеченной стали 38ХМА контролировали методом оптико-эмиссионной спектроскопии с помощью искрового оптико-эмиссионного спектрометра Bruker Elemental Fe110, а содержание углерода уточнено измерением на приборе Bruker G4 Icarus CS HF, в принципе работы которого лежит метод, основанный на ТВЧ-выжигании исследуемой пробы в потоке кислорода с последующим анализом газообразных продуктов сгорания, проходящих через инфракрасный детектор.

Для термической обработки полученных MIM-методом образцов спеченной стали 38ХМА применяли лабораторную муфельную печь типа СНОЛ, оснащенную цифровым микропроцессорным терморегулятором. Для закалки образцов в качестве закалочной среды использовали масло типа "МЗМ". Азотирование образцов проводили в универсальной вакуумной установке при температуре 540 °С в аммиаке при давлении 5,6 кПа в течение 8 ч.

Твердость полученной MIM-методом стали 38ХМА определяли по ГОСТ 9450. Твердость измеряли при температуре (20 ± 3) °С по методу Виккерса на микротвердомере EmcoTest DuraScan 20 G5 вдавливанием алмазного индентора в виде четырехгранной пирамиды с квадратным основанием, вычисление измеренного

значения микротвердости осуществляли основным методом — по восстановленному отпечатку. Твердость поверхности после азотирования измеряли при нагрузке 0,0098 Н (1 кгс), остальные измерения выполняли при нагрузке 0,0981 Н (10 кг).

Результаты исследования и их обсуждение. Полученная MIM-методом спеченная нетермообработанная сталь 38ХМА имеет относительно крупнозернистую феррито-перлитную микроструктуру (рис. 2), что характерно для доэвтектоидных сталей. При этом в структуре наблюдается близкое соотношение долей феррита и перлита, хотя доля перлита несколько выше (≈55 %). Феррит располагается в виде толстой сетки по границам перлитных зерен, что характерно для нормализованной структуры. В зависимости от температуры, времени спекания и скорости охлаждения в исследуемой стали может также быть получена бейнитная структура [7].

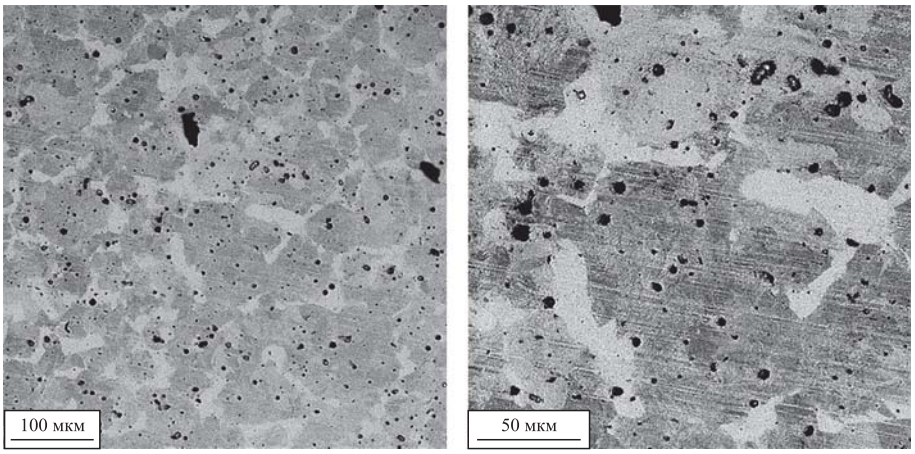


Рис. 2. РЭМ-изображения микроструктуры спеченной стали 38ХМА, в полученных MIM-методом образцах

Исследование химического состава спеченных MIM-деталей из аналогов стали 38ХМА показало, что их химический состав достаточно точно обеспечивается в пределах допусков, установленных стандартами на сталь 38ХМА и ее зарубежные аналоги (табл. 1).

Полученные MIM-методом образцы спеченной стали 38ХМА были подвергнуты закалке в масло и последующему отпуску при четырех различных температурах, в соответствии с режимами, указанными в табл. 2. Влияние температуры отпуска на микроструктуру стали 38ХМА после закалки в масло показано на рис. 3, а влияние на твердость — на рис. 4.

После низкого отпуска в спеченной стали 38ХМА наблюдается (см. рис. 3, *а*) структура мелкоигольчатого мартенсита, что подтверждается ее высокой твердостью (см. рис. 4). После термического улучшения, включающего закалку и высокий отпуск, в спеченной стали 38ХМА получены (см. рис. 3, *б—г*) характерные микроструктуры дисперсного перлита — троостита

1. Химический состав, % мас., полученной MIM-методом стали и его сравнение с допусками российского и зарубежных стандартов на состав стали 38ХМА и ее аналоги

Сталь 38ХМА и ее аналоги	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Fe
Спеченный аналог стали 38ХМА, полученный MIM-методом из зарубежного сырья	(0,4102±0,0045)*	0,321±0,012	1,015±0,057	0,031±0,009	1,128±0,017	0,227±0,015	96,54±0,057
Сталь 38ХМА (ГОСТ 4543—71)	0,35... 0,42	0,17...0,37	0,35...0,65	До 0,03	0,90...1,30	0,20...0,30	Остальное
MIM-4140 [11] (MPIF standard 35)	0,30...0,50	До 0,60	До 1,00	—	0,80...1,20	0,20...0,30	
AISI 4140 (UNS G414000)	0,38...0,43	0,15...0,30	0,75...1,0	До 0,05	0,80...1,10	0,15...0,25	

* Измерение на приборе Bruker G4 Icarus CS HF

2. Режимы закалки и отпуска полученных MIM-методом образцов стали 38ХМА

Образец на рис. 3	Закалка				Отпуск в воздушной атмосфере	
	Нагрев в воздушной атмосфере		Охлаждение в закалочной среде масла			
	Температура, °С	Время, мин	Температура, °С	Время, мин	Температура, °С	Время, ч
а	850 ± 5	35 ± 1	20 ± 3	>3	160 ± 5	1,5
б					400 ± 5	
в					500 ± 5	
г					600 ± 5	

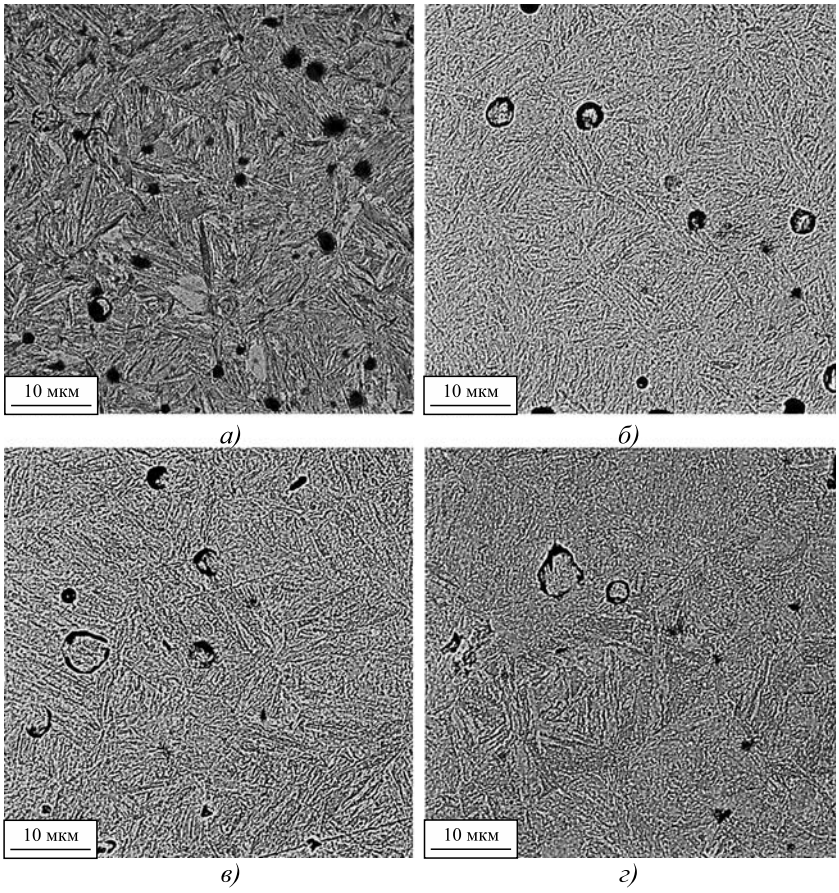


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на микроструктуру стали 38ХМА после закалки с температуры 850 °С:
а — 160 °С; *б* — 400 °С; *в* — 500 °С; *г* — 600 °С

(при 400 °С) и сорбита (500...600 °С) отпуска. При этом наблюдаемые троостит и сорбит отпуска преимущественно содержат пластинчатые, а не зернистые карбидные частицы, что, по-видимому, связано с тем, что сочетающиеся со сфероидизацией карбидной фазы процессы рекристаллизации затруднены из-за легирования стали 38ХМА молибденом и хромом [12, 13].

Из представленных на рис. 4 данных о твердости стали 38ХМА после проведения ее закалки в масло и последующего отпуска при различных температурах можно сделать вывод, что полученная по MIM-технологии среднеуглеродистая хромомолибденовая сталь для всех режимов отпуска обеспечивает твердость, не уступающую [9] деформируемой высококачественной конструкционной стали 38ХМА по ГОСТ 4543.

Помимо термической обработки высокие эксплуатационные свойства изделий из стали, в том числе износостойкость, могут быть обеспечены модификацией поверхностных слоев [14, 15]. Металлографический анализ структуры азотированного слоя полученных MIM-методом изделий из спеченной стали 38ХМА показал (рис. 5) наличие внешнего нитридного слоя в виде светлой нетравящейся полосы, представленного, вероятно, γ'-нитридом. Ниже расположена более темная область внутреннего азотирования, состоящая из азотистого

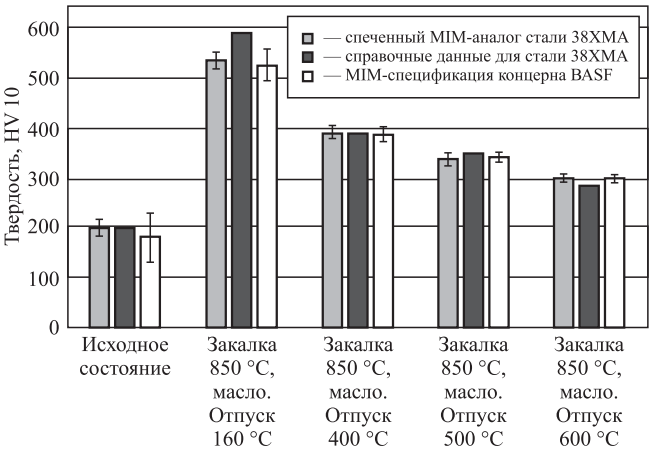


Рис. 4. Влияние температуры отпуска на твердость стали 38ХМА (планками погрешностей обозначены границы 95%-ного доверительного 2σ-интервала)

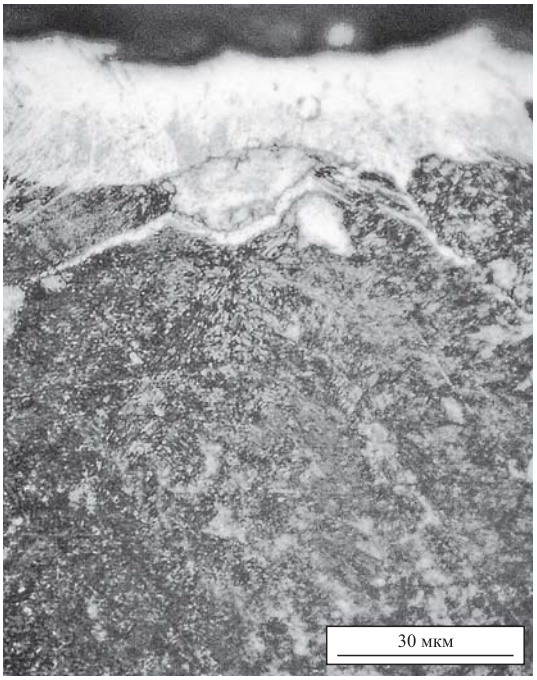


Рис. 5. Микроструктура приповерхностной части азотированного слоя в полученном MIM-методом образце из стали 38ХМА (микроскоп Optika Microscopes B-800)

α-твердого раствора с включениями γ′-нитридов, плавно переходящая в основу [15].

После вакуумного азотирования в течение 8 ч твердость поверхности полученных MIM-методом изделий из спеченной стали 38ХМА после термического улучшения с отпуском при температуре 600 °С составляет (823 ± 56) HV1, что превышает гарантированное концерном BASF [8] значение 600 HV10. Толщина высокотвердого нитридного слоя составляет около 20 мкм, что обеспечивает высокую износостойкость поверхности азотированных MIM-изделий. Поскольку выбранная температура азотирования (540 °С) ниже, чем температура высокого отпуска (600 °С), следует ожидать сохранения механических характеристик сердцевины изделий при длительном азотировании.

Заключение. Показано, что выбор рациональных режимов термической и химико-термической обработки деталей из стали 38ХМА, полученных по MIM-технологии, может обеспечить высокие прочностные свойства при серийном производстве ответственных малогабаритных деталей, с характерными для MIM-деталей сложной геометрической конфигурацией, высоким качеством поверхностей и размерной точностью.

Установлено, что химический состав спеченных MIM-деталей достаточно точно обеспечивается в пределах допусков, установленных отечественным и зарубежными стандартами на сталь 38ХМА и ее зарубежные аналоги.

Полученная MIM-методом среднеуглеродистая хромомолибденовая сталь после закалки в масло и последующего отпуска при различных температурах обладает твердостью, не уступающей твердости высококачественной конструкционной стали 38ХМА по ГОСТ 4543.

Азотирование в течение 8 ч деталей из спеченной стали 38ХМА обеспечивает формирование на поверхности высокотвердого слоя нитридной фазы толщиной около 20 мкм, что обеспечивает высокую износостойкость азотированных MIM-изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фомина О.Н.** Порошковая металлургия. Энциклопедия международных стандартов. М.: Протектор, 2015. 384 с.
2. **Medvedovski E., Peltsman M.** Low pressure injection moulding mass production technology of complex shape advanced ceramic components // Advances in Applied Ceramics. 2012. Vol. 111. No. 5—6. P. 333—344. DOI: 10.1179/1743676112Y.0000000025.
3. **German R.M.** Metal powder injection molding (MIM): key trends and markets // In: Handbook of metal injection molding / Ed. by German R.M. Woodhead publishing limited, 2012. P. 1—25. DOI: 10.1533/9780857096234.1.
4. **Dovydenkov V.A., Zvereva O.S.** Process of producing parts of complex shape by molding and sintering iron and iron oxide powders with a binder // Powder metallurgy and metal ceramics. 2014. Vol. 52. No. 9—10. P. 594—599. DOI: 10.1007/s11106-014-9565-7.
5. **Parkhomenko A.V., Amosov A.P. Samboruk A.R. et al.** Development of domestic powder granulate with a polyformaldehyde-based binder for MIM technology // Russian journal of non-ferrous metals. 2015. Vol. 56. No. 1. P. 68—72. DOI: 10.3103/S1067821215010149.
6. **Semenov A.B., Gavrilenko A.E., Semenov B.I.** Next-generation casting technologies and their adaptation and development in Russia: I. At the beginning of a new technological paradigm // Metally. 2016. No. 13. P. 1231—1240. DOI: 10.1134/S0036029516130152.
7. **Coleman A.J. et al.** Effect of Particle Size Distribution on Processing and Properties of Metal Injection Moulded 4140 and 4340 // Sandvik Osprey Ltd.: Technical papers. 2011. URL: https://www.materials.sandvik/globalassets/global/effect-of-particle-size-distribution-on-processing-and-properties-of-mim-4140-and-4340.pdf (дата обращения: 10.08.2018).
8. **BASF.** Technical Specifications of Catamold 42CrMo4 URL: http://www.catamold.de/cm/internet/Catamold/en/content/Microsite/Catamold/Technische_Informationen_/Technische_Specifications_Overview (дата обращения: 10.08.2018).
9. **Сорокин В.Г. и др.** Марочник сталей и сплавов. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.
10. **Habraken L., de Brouwer J.L., Schrader A.** De ferri metallographia. Presses academiques europeennes, 1966.
11. **ASTM B883-17.** Standard Specification for Metal Injection Molded (MIM) Materials.
12. **Луценко В.А. и др.** Влияние скорости охлаждения на структурообразование и свойства углеродистой хромомолибденовой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. ПДАБА. Днепропетровск. 2009. № 3. С. 56—60.
13. **Луценко В.А., Анелькин Н.И. и др.** Изменение морфологии структуры углеродистой хромомолибденовой стали под влиянием термической обработки // Литье и металлургия. 2011. Т. 4. № 57. С. 183—185.
14. **Герасимов С.А., Куксенова Л.И. и др.** Влияние ионно-плазменного азотирования и вакуумной цементации на износостойкость сталей ВКС-7 и ВКС-10 // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2013. № 6. С. 391—402. DOI: 10.7463/0613.0579264.
15. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Структура и прочность азотированных сплавов. М.: Металлургия, 1982. 176 с.

Алексей Борисович Семенов, канд. техн. наук;
Андрей Евгеньевич Смирнов, канд. техн. наук;
Александр Николаевич Муранов;
Анатолий Артурович Куцбах;
Борис Иванович Семенов, д-р техн. наук,
semenovbi@bmstu.ru

УДК 669.018.9

Ю.А. Курганова, И. Чэнь
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Получение образцов литейного металломатричного композиционного материала системы Al–нановолокно Al_2O_3

Разработан и реализован способ получения композиционного материала на основе алюминия. Введение дискретных волокон Al_2O_3 с диаметром нанодиапазона в расплав алюминия обеспечено конструктивным усовершенствованием лабораторной установки. На основании сравнительного анализа структур и свойств экспериментальных составов образцов установлено, что введение наполняющей компоненты в матричный материал способствует измельчению структуры и увеличению твердости.

Ключевые слова: металломатричный композиционный материал; система Al–нановолокно Al_2O_3; метод механического замешивания.

Method for fabrication of composite material based on aluminum is developed and implemented. The introduction of discrete Al_2O_3 fibers with nanoscale diameter into aluminum melt is provided by constructive innovation of the laboratory setup. The effect introduced by adding the filling component to the matrix material is established based on the comparative analysis performed on the basis of the results of studies on the structure and properties of the experimental compositions.

Keywords: metal matrix composite; Al–nanofiber Al_2O_3 system; stir-casting.

Введение. Металломатричные композиционные сплавы занимают особое место в современных научных и практических исследованиях. Благодаря сочетанию малой плотности, высокой твердости и удельной прочности *алюмоматричные композиционные материалы* (АКМ) зарекомендовали себя как перспективные материалы нового поколения, в связи с чем и вызывают у исследователей значительный интерес во всем мире [1—6].

В последние годы особое внимание уделяется получению АКМ с наноразмерными армирующими фазами. Некоторые технологические подходы, адаптированные к использованию нанонаполнителя, например, метод порошковой металлургии, метод механического легирования, метод искрового плазменного спекания описаны в [5—9].

Наиболее простой и дешевый способ получения АКМ — жидкофазное механическое замешивание, когда наполнитель вводится в разогретую до расплавленного состояния матрицу. Такая технология при насыщении наноразмерными армирующими фазами малоэффективна по причине сложности введения наполняющей фазы. Таким образом, задача преодоления сил поверхностного натяжения алюминиевой матрицы и обеспечения однородности распределения наноразмерных наполнителей является актуальной.

Экспериментальная часть

Используемые материалы. Матрицей экспериментального композиционного материала является технический алюминий АД0, исходный химический состав которого представлен в табл. 1.

В качестве наполнителя выбран перспективный материал "Нафен", представляющий дискретное нановолокно оксида алюминия Al_2O_3. Заявленные производителем свойства нановолокна Al_2O_3 приведены в табл. 2.

Эффективный компонент, обеспечивающий транспортные функции нанонаполнителя — медный электролитический порошок ПМС-1

1. Химический состав алюминия АД0 по ГОСТ 4784—97, % мас.

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Mg
	Не более						
>99,50	0,25	0,4	0,05	0,05	0,07	0,05	0,05

2. Свойства нановолокна Al_2O_3

Фаза	Диаметр, нм	Плотность, г/см^3	Термостабильность, °С	Прочность на разрыв	Модуль на разрыв
				ГПа	
γ	10...20	3,98	До 1200	12	400

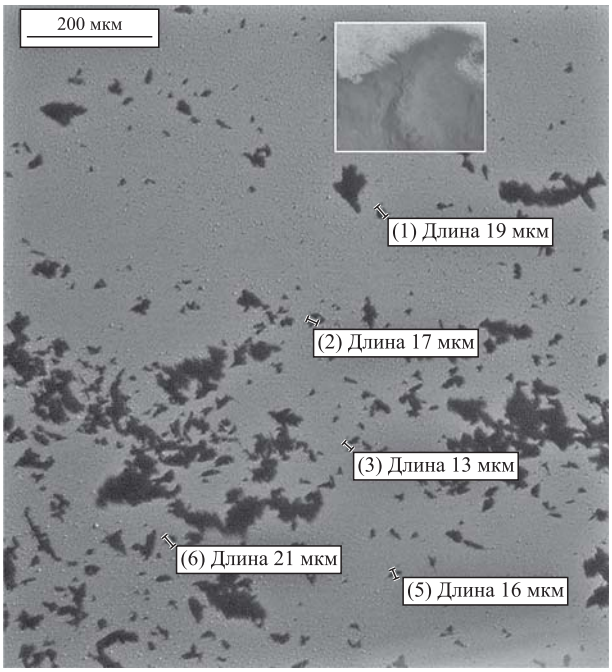


Рис. 1. Медный электролитический порошок ПМС-1 (Olympus GX51)

по ГОСТ 4960—2017 с диаметром около 10...20 мкм (рис. 1).

Транспортирующий порошок меди предварительно перетирается с наполнителем, образуя некоторый конгломерат. Схема получения конгломерата показана на рис. 2. Вид полученного конгломерата представлен на рис. 3.

Состав экспериментальных образцов приведен в табл. 3.

Установка для замешивания наполнителя в расплав. Установка, применяемая для замешивания дискретных нановолокон Al_2O_3, представляет собой печь для расплавления матричного материала, оснащенную устройством для введения и перемешивания насыщающей фазы (рис. 4).

Использовали специально профилированный замешиватель, изготовленный из графита (рис. 5).

Получение образцов. В расплав алюминия вводили наполнитель, медь или конгломерат согласно плану эксперимента, при условии постоянного перемещения и перемешивания с частотой вращения 600 об/мин. В ходе исследований эмпирическим путем установлена температура расплава, обеспечивающая должное усвоение наполняющего компонента. При температуре 800 °С расплав выдерживали в течение 10...15 мин для распределения наполнителя в объеме, затем перемешивали при контролируемом понижении температуры до 740...750 °С и разливали. Последующая кристаллизация расплава проходила самопроизвольно. Для сравнительного анализа по аналогичному режиму получен образец из ненаполненного матричного сплава.

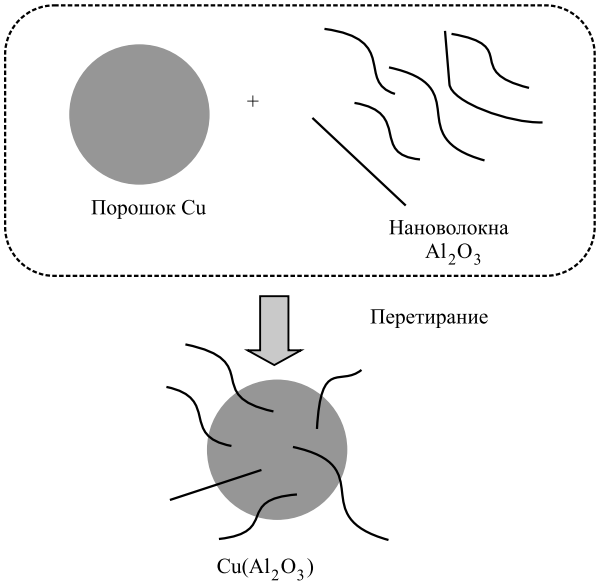


Рис. 2. Схема процесса перетирания

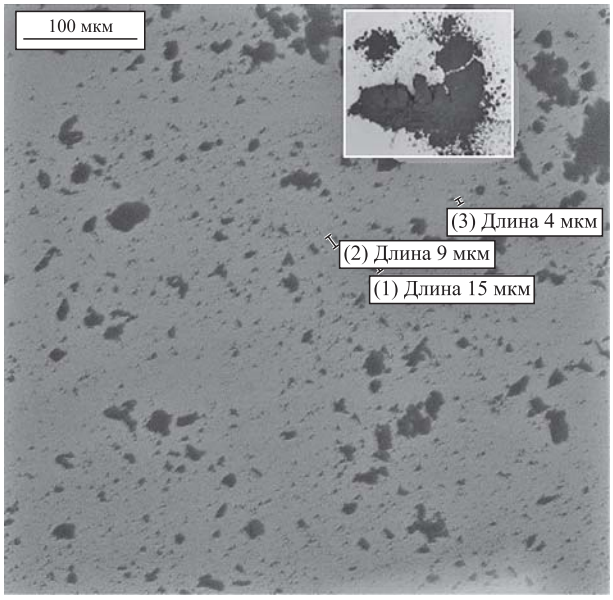


Рис. 3. Полученный конгломерат

3. Состав экспериментальных образцов

Номер образца	Матрица	Наполнитель
1	АД0	—
2		1,14 % Al_2O_3
3		1,198 % Cu
4		1,26 % (Al_2O_3 + Cu)

Исследование образцов выбранных композиций. Полученные образцы цилиндрической

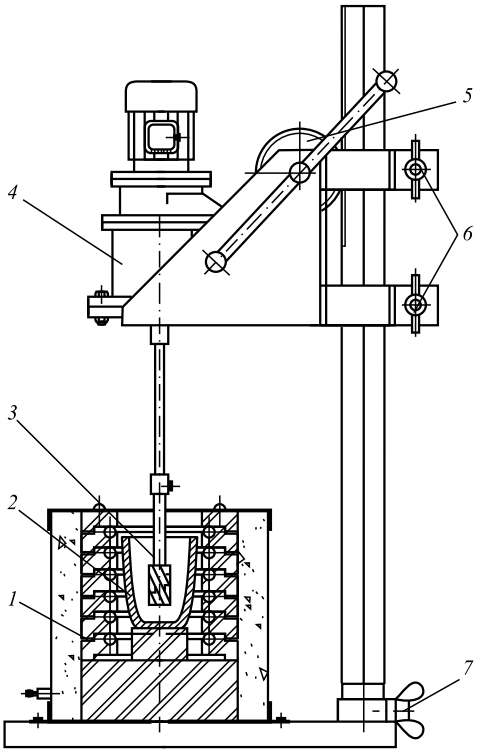


Рис. 4. Схема установки для замешивания композиции [10]:
1 — шахтная электрическая печь сопротивления; *2* — тигель; *3* — замешиватель; *4* — электродвигатель; *5* — ручной привод, оснащенный парой зубчатое колесо—рейка; *6* — винты, позволяющие фиксировать замешиватель на необходимой высоте; *7* — винт, фиксирующий конструкцию при повороте

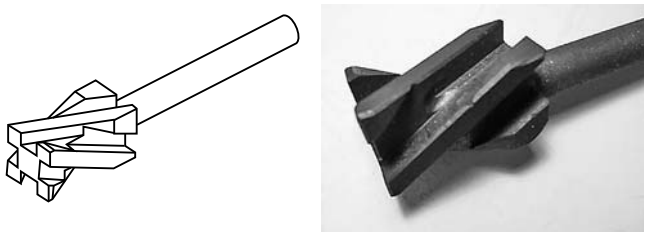


Рис. 5. Эскиз и фотография замешивателя

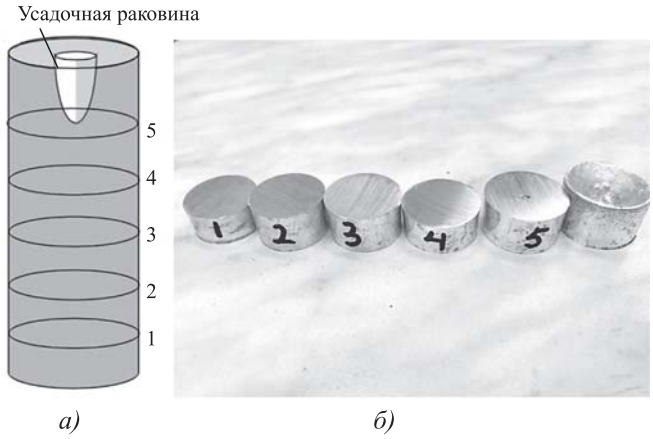


Рис. 6. Схема разделения (*а*) и фотография образцов (*б*)

формы диаметром 20 мм и высотой 80 мм разделяли горизонтально на несколько частей для исследования однородности распределения армирующих фаз по высоте заготовки (рис. 6).

Структурный анализ. Пробоподготовка для исследования микроструктуры представляла собой последовательное шлифование на наждачной бумаге, с абразивом разной зернистости согласно стандарту ISO 6344 (ГОСТ 52318—2005). В процессе полировки использовали алмазные финишные суспензии MET-AF. Травление поверхности образцов проводили реактивом Келлера: 97 мл H_2O + 1 мл HNO_3 (65 %) + 2 мл HCl (32 %) + 0,5 г NaF.

Микроструктуры различных сечений (см. рис. 6) образца № 2 (см. табл. 3) показаны на рис. 7.

В результате исследования микроструктуры всех образцов характерным сечением выбрано сечение № 3. Микроструктуры характерных сечений экспериментальных образцов (см. табл. 3) после травления представлены на рис. 8.

Структурные изменения оценивали по размеру зерна. Средняя площадь зерна, определенная по методике ГОСТ 5639—82, равна 0,191; 0,087; 0,165 и 0,083 мм^2 соответственно для образцов АД0, АД0 + 1,14 % Al_2O_3, АД0 + + 1,198 % Cu, АД0 + 1,26 % (Al_2O_3 + Cu). Видно, что после введения нановолокна Al_2O_3 зерно уменьшается. Для образца, полученного насыщением расплава с использованием конгломератов, измельчение более эффективно: размер зерна снизился почти в 2 раза.

Плотность и пористость. Приоритетной характеристикой алюминиевых сплавов является низкая плотность, важно чтобы наполнитель не утяжелял материал. Расчетную плотность образцов оценивали по формуле

$$\rho_{рас} = \rho_м (1 - f_н) + \rho_н (1 - f_н),$$

где $\rho_м$ — плотность матрицы; $f_н$ — содержание наполнителя; $\rho_н$ — плотность наполнителя.

Экспериментальную плотность $\rho_э$ измеряли методом гидростатического взвешивания

4. Плотность и пористость экспериментальных образцов

Номер образца по табл. 3	Плотность, г/см^3		Пористость, %
	расчетная	по методу гидростатического взвешивания	
1	2,71	2,6917	0,675
2	2,7198	2,5889	4,83
3	2,7315	2,6736	2,137
4	2,7297	2,6739	2,059

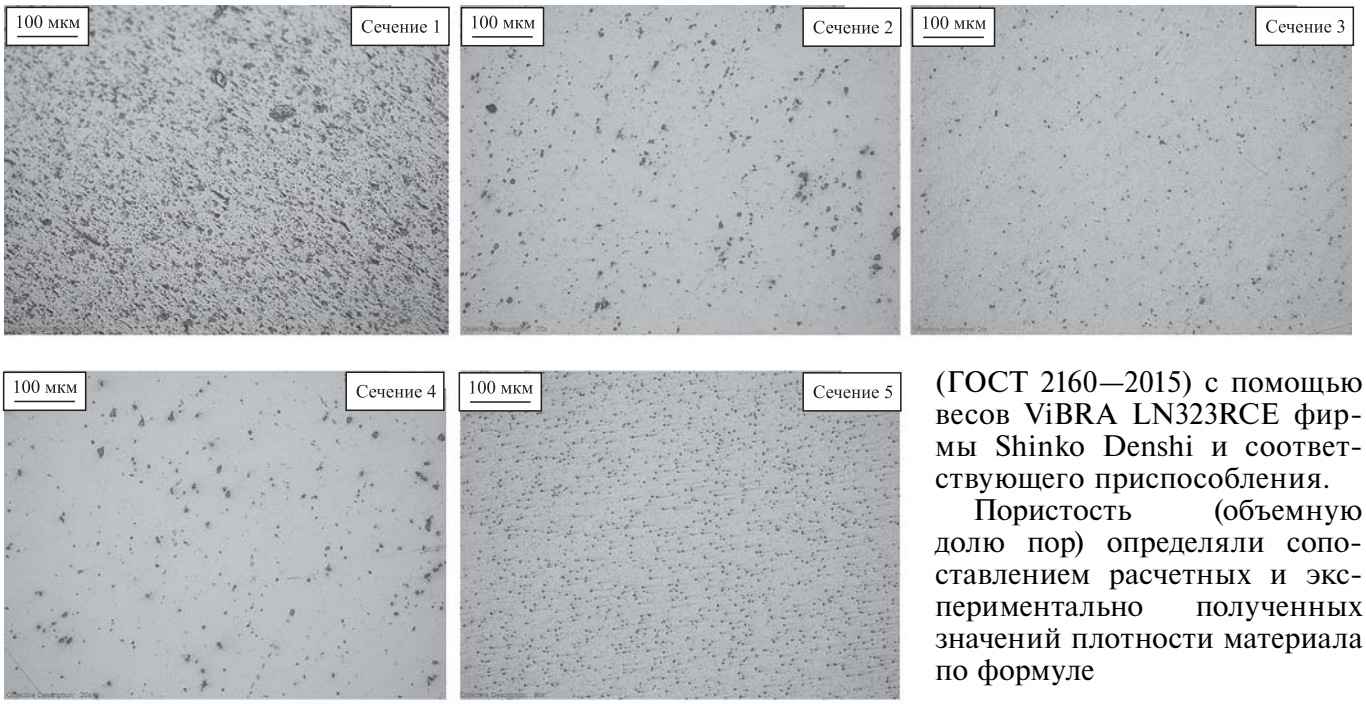


Рис. 7. Микроструктуры литых АКМ АД0 + 1,14 %Al_2O_3 в различных сечениях (Olympus GX51)

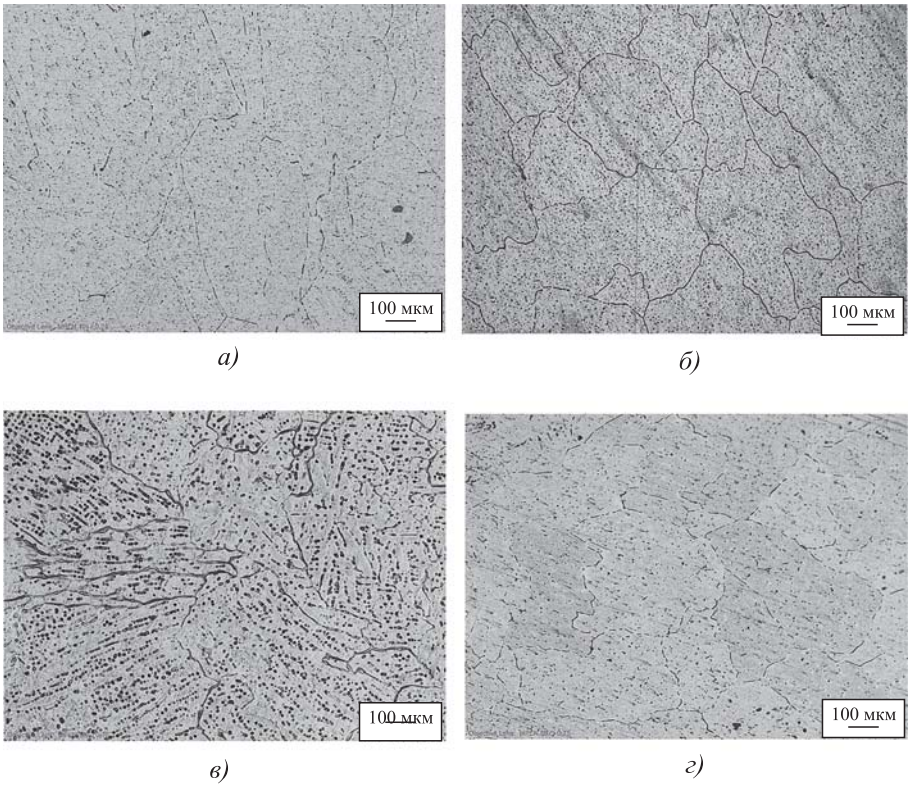


Рис. 8. Микроструктуры экспериментальных образцов АД0 (*а*), АД0 + + 1,14 % Al_2O_3 (*б*), АД0 + 1,198 % Cu (*в*), АД0 + 1,26 % (Al_2O_3 + Cu) (*г*) после травления (Olympus GX51)

(ГОСТ 2160—2015) с помощью весов ViBRA LN323RCE фирмы Shinko Denshi и соответствующего приспособления.

Пористость (объемную долю пор) определяли сопоставлением расчетных и экспериментально полученных значений плотности материала по формуле

$$V_{п} = \left(\rho_{рас} - \rho_{э}\right)/\rho_{м}.$$

Значения плотности и пористости экспериментальных образцов представлены в табл. 4.

Изменение расчетной плотности зафиксировано только во втором знаке после запятой, что свидетельствует о том, что наполнитель практически не утяжеляет материал. Пористость значительно изменяется с введением легковесного наполнителя, но может быть скорректирована при введении конгломератов Al_2O_3 на меди.

Измерение твердости. Упрочнение и уровень механических свойств оценивали по твердости. Испытания по методу Бринелля (ГОСТ 9012—59) осуществляли на твердомере Emco-test type Dura Vision 20 шариком диаметром 5 мм с нагрузкой 62,5 кгс (613 Н), с расчетом среднего арифметического значения.

Результаты измерений приведены на рис. 9.

Твердость материала после введения конгломератов больше, что и доказывает эффективность упрочнения. Однако

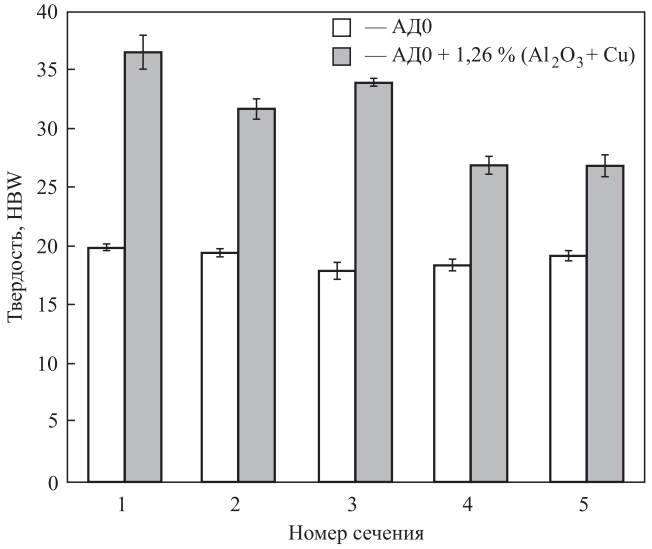


Рис. 9. Твердость HBW экспериментальных образцов АД0 и АД0 + 1,26 % (Al_2O_3 + Cu)

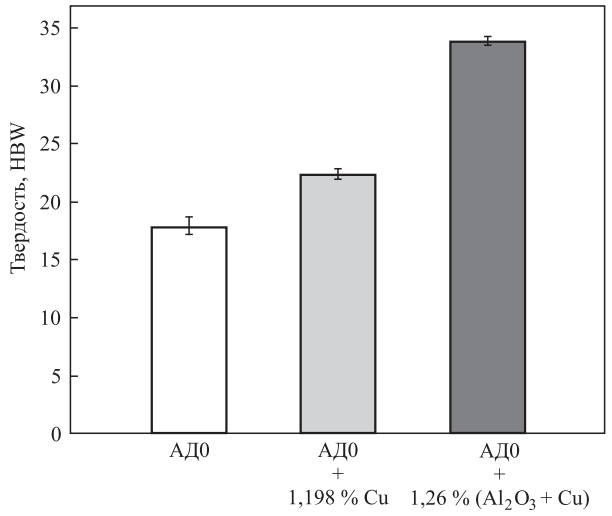


Рис. 10. Твердость HBW экспериментальных образцов АД0, АД0 + 1,198 % Cu и АД0 + 1,26 % (Al_2O_3 + Cu)

помимо влияния нановолокна Al_2O_3 также необходимо учитывать и влияние меди.

Изменение твердости образцов в зависимости от содержания меди показано на рис. 10. Видно, что твердость материала образца, полученного насыщением расплава с использованием конгломератов Al_2O_3 + Cu, выше твердости исходного образца и материала, насыщенного медью.

Заключение. Результаты исследований структуры и свойств образцов, полученных по литейной технологии, продемонстрировали результативность способа внедрения дискретного нанонаполнителя за счет измельчения структуры и увеличения твердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 7—17.

2. **Курганова Ю.А., Колмаков А.Г.** Конструкционные металломатричные композиционные материалы: учеб. пособие. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2015. 141 с.

3. **Mechanical** properties of a metallic composite material based on an aluminum alloy reinforced by dispersed silicon carbide particles / V.V. Berezovskii, Y.O. Solyaev, S.A. Lur'e, A.V. Babaitsev, A.A. Shavnev, Yu.A. Kurganova // Russian Metallurgy (Metally). 2015. № 10. P. 790—794.

4. **Курганова Ю.А., Фетисов Г.П., Гаврилов Г.Н.** Композиционные материалы в авиации и их прогнозирование // Технология металлов. 2015. № 1. С. 22—25.

5. **Чэнь Ицзинь.** Металломатричные композиционные материалы. Перспективы эффективного применения и получения (обзор) // Технология металлов. 2017. № 10. С. 25—30.

6. **Tjong S.C.** Recent progress in the development and properties of novel metal matrix nanocomposites reinforced with carbon nanotubes and graphene nanosheets // Materials Science and Engineering R. 2013. Vol. 74. Iss. 10. P. 281—350.

7. **Physicomechanical** properties of spark plasma sintered carbon nanotube-reinforced metal matrix nanocomposites / A. Azarniya, S. Sovizi, H. Hosseini, T. Varol, A. Kawasaki, S. Ramakrishna // Progress in Materials Science. 2017. Vol. 90. P. 276—324.

8. **Kurganova Yu.A., Scherbakov S.P.** Influence of a discrete additive of aluminum oxide on structure and properties of aluminum alloy // Journal of Mining Institute. 2017. Vol. 228. P. 717—721.

9. **Reinforcement** with graphene nanosheets in aluminum matrix composites / J. Wang, Z. Li, G. Fan, H. Pang, Z. Chen, D. Zhang // Scripta Materialia. 2012. Vol. 66. P. 594—597.

10. **Установка** для замешивания частиц в металломатричный расплав: п. м. 179266 РФ / Ю.А. Лопатина, Ю.А. Курганова, В.К. Газзе. № 2017130950; заявл. 01.09.17; опубл. 07.05.2018.

Юлия Анатольевна Курганова, д-р техн. наук,
kurganova_ya@mail.ru;
Чэнь Ицзинь

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 10.09.2018. Подписано в печать 25.10.2018. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.