

**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., д.т.н., доц.
КОТЕНОВ 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.
МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н.
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.
ФИГУРОВСКИЙ Д.К., к.т.н., доц.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
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

Литейное и сварочное производства

- Корбанов В.Д., Вальтер А.И.** Выбор литниково-питающей системы при литье по выплавляемым моделям элементов художественного литья с применением современных технологий 51
- Грачев А.Н., Харчев Р.М.** Перспективы изготовления сложных тонкостенных отливок ответственного назначения из алюминиевых сплавов 55
- Ерофеев В.А., Страхова Е.А.** Оптимизация технологии сварки в системах инженерного компьютерного анализа 58

Кузнечно-штамповочное производство

- Семёнов И.Е., Иванов А.В.** Анализ напряженного состояния заготовок при закрытой прошивке коническим пуансоном аналитическим методом 64
- Бурлаков И.А., Константинов Д.А., Мангасарян Г.А., Петров П.А., Бач Ву Чонг.** Определение кривой текучести технического титана BT1-0 с мелкозернистой структурой 69

Прокатно-волочильное производство

- Соколова О.В., Лагошина Е.В.** Производство прецизионных труб малого диаметра на станах периодической холодной прокатки 75

Материаловедение и новые материалы

- Фокин Б.В., Жуков А.А., Хасанова Л.А., Навоев А.П.** Поверхностная графитизация низкоуглеродистых сталей в интервале температур полиморфного превращения 78
- Нуждина Т.В., Чеэрова М.Н., Чегуров М.К., Басова А.Е.** Влияние обработки импульсным магнитным полем на микроструктуру и внутренние напряжения стали S700 . . . 83

Информация

- Алюминий** и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки по ГОСТ 4784—2019 88

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.09 — Технологии и машины обработки давлением; 05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии; 05.04.11 — Атомное реакторостроение, машины, агрегаты и технологии материалов атомной промышленности; 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.04 — Литейное производство; 05.16.05 — Обработка металлов давлением; 05.16.06 — Порошковая металлургия и композиционные материалы; 05.16.08 — Нанотехнологии и наноматериалы 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.

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.
MONASTYRSKY V.P.
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.
FIGUROVSKY D.K.
SHATUL'SKY A.A.
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 ПИИ № ФС 77-63952,
December 9, 2015.

An advertiser is responsible for
the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

- Korbanov V.D., Val'ter A.I.** Choice of gating and feeding system for investment casting of art casting elements using modern technologies 51
- Grachev A.N., Kharchev R.M.** Prospects for manufacture of complex thin-walled critical duty aluminum castings 55
- Erofeev V.A., Strakhova E.A.** Optimization of welding technology in engineering computer analysis systems 58

Forging and Stamping Production

- Semenov I.E., Ivanov A.V.** Stress state analysis of axisymmetric parts at closed piercing process by analytic method 64
- Burlakov I.A., Konstantinov D.A., Mangasaryan G.A., Petrov P.A., Bach Wu Chong.** Yield curve determination of commercial fine-grained titanium VT1-0 69

Rolling and Drawing Production

- Sokolova O.V., Lagoshina E.V.** Production of precision pipes at periodic cold rolling mills 75

Physical Metallurgy and New Materials

- Fokin B.V., Zhukov A.A., Khasanova L.A., Navoev A.P.** Surface graphitization of low-carbon steels in temperatures range of polymorphic transformation 78
- Nuzhdina T.V., Cheerova M.N., Chegurov M.K., Basova A.E.** Effect of pulsed magnetic field treatment on microstructure and internal stresses of S700 steel 83

Information

- Aluminum** and wrought aluminum alloys. Grades by GOST 4784—2019 88

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: 05.02.09 — technologies and forming machines; 05.02.10 — welding, related processes and technologies; 05.04.11 — nuclear reactor engineering, machines, units and materials technology of nuclear industry; 05.16.01 — physical metallurgy and heat treatment of metals and alloys; 05.16.04 — foundry; 05.16.05 — plastic metal forming; 05.16.06 — powder metallurgy and composite materials; 05.16.08 — nanotechnologies and in Chemical Abstracts database

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



УДК 621.74

В.Д. Корбанов, А.И. Вальтер
(Тулский государственный университет)

Выбор литниково-питающей системы при литье по выплавляемым моделям элементов художественного литья с применением современных технологий

Рассмотрен способ оптимального выбора литниково-питающей системы с применением программного моделирования. Использование системы моделирования литейных процессов LVMFlow при разработке технологического процесса получения отливок "поддон" методом литья по выплавляемым моделям позволило на стадии проектирования выявить места образования усадочных дефектов, скорректировать конструкцию литниково-питающей системы.

Ключевые слова: литейное производство; литниково-питающая система; моделирование литейных процессов LVMFlow.

The method for optimal choice of the gating and feeding system with the use of software modeling is considered. The use of the LVMFlow casting process modeling system in the development of the technological process for obtaining castings "pallet" by the investment casting method allowed to identify the places of shrinkage defects formation at the design stage, to correct the design of the gating and feeding system.

Keywords: foundry; gating and feeding system; simulation of LVMFlow casting processes.

Введение. Художественное литье характеризуется единичным или мелкосерийным производством, уникальностью, высокой детализацией и большой номенклатурой отливок. Технология литья по выплавляемым моделям позволяет добиться высоких детализации и качества поверхности заготовок, что не мало важно для дальнейшей обработки художественных отливок. Восковые модели будущих отливок получают заливкой модельного состава в полость силиконовой или другой художественной формы. Основные требования к модельной оснастке — геометрическая точность и детализация, а также бездефектный съем восковых моделей.

Для получения особо сложных и точных моделей применяют аддитивные установки [1]. Однако высокая стоимость такого оборудова-

ния и расходных материалов делает такие технологии недоступными для небольших фирм малого и среднего бизнеса или увеличивает себестоимость получаемых отливок.

Цель разработки. При большой номенклатуре изготавливаемых отливок целесообразно иметь универсальные *литниково-питающие системы* (ЛПС). При выборе ЛПС технолог ориентируется на геометрию отливки, а также на технологические параметры ЛПС (напор, сечение и т.д.).

Методы исследования. Производство элемента самовара "поддон" данной коллекционной серии характеризуется, как мелкосерийное без явной периодичности, серия на изготовление составляет 25...30 шт. Учитывая небольшие объемы производства и повышенные требования к качеству, целесообразным

выбором способа получения некоторых деталей является литье по выплавляемым моделям. Данный способ позволяет использовать дешевые силиконовые формы вместо дорогостоящей оснастки, такой как пресс-формы для литья под давлением, штампы и т.п.

Отливку "поддон" (элемент конструкции электрического самовара) изготавливали из латуни Л63, химический состав и механические свойства которой регламентируются ГОСТ 15527—2004. Эскиз отливки приведен на рис. 1.

На себестоимость отливки влияет множество факторов: от цен на технологическую оснастку, основные и вспомогательные материалы до технологичности отливки и трудоемкости технологического процесса. Выбрав оптимальную ЛПС, можно снизить затраты на материалы, уменьшить количество брака и трудоемкость операций технологического процесса [2]. Однако разработка и изготовление индивидуальной ЛПС нецелесообразны для мелкосерийного типа производства большой номенклатуры художественных отливок элемента самовара. Поэтому применяют уже имеющиеся универсальные ЛПС.

Для производства отливки "поддон" можно использовать ЛПС № 1—4, представленные на рис. 2.

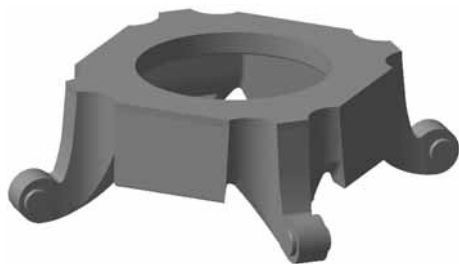


Рис. 1. Эскиз отливки "поддон"

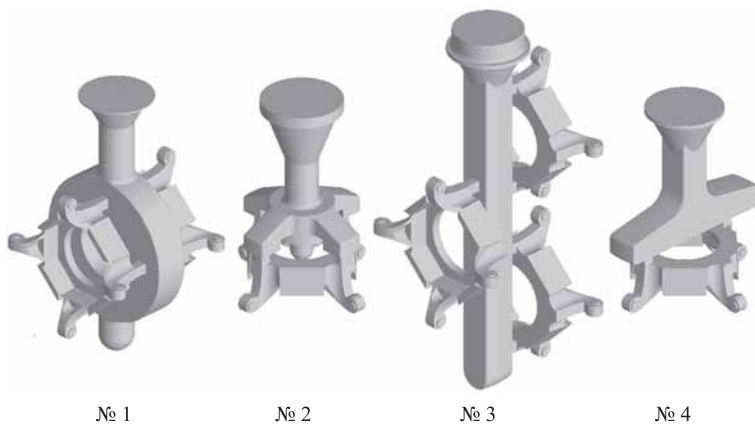


Рис. 2. Типы литниково-питающих систем

Экономическая целесообразность применения различных ЛПС характеризуется коэффициентом выхода годного. Данный коэффициент определяют по следующей формуле:

$$K_{в.г} = \frac{M_{м.з.ф.}}{M_{отл}},$$

где $M_{м.з.ф.}$ — масса металла, залитого в форму; $M_{отл}$ — масса отливок.

Масса металла, залитого в форму, включает в себя также безвозвратные (угар, шлак, брызги) и возвратные потери металла (остатки металла в ковше, масса ЛПС, брак).

Результаты анализа ЛПС № 1—4 приведены в таблице.

Моделирование позволяет выбрать оптимальную ЛПС с точки зрения бездефектности отливок, а также определить технологические параметры, такие как температура заливки, температура литейной формы и т.д.

Для моделирования процессов литья применяли отечественное программное обеспечение LVMFlow [3]. При использовании данного пакета необходимо учитывать особенности новой версии LVMFlow CV, в основу которой положен метод контрольного объема — Control Volume (CVM — МКО), пришедший на смену метода конечных разностей (FDM — МКР). CVM предполагает более точный учет условий теплового баланса участвующих в расчетах физических величин, в результате чего разностная сетка дополняется набором геометрических характеристик, описывающих геометрию отливки, конфигурацию и размер сетки.

Применение CVM позволяет правильно описывать физику процессов затвердевания при наличии тонких стенок в отливке без существенного увеличения памяти. За счет введения более точной, по сравнению с FDM, границы, учитывающей геометрию отливки, решается проблема с уточнением граничных условий при расчете напряжений. При переходе от FDM к CVM сохранились все физико-математические модели, заложенные в основу LVMFlow. Изменились только методы численного решения этих уравнений. При одном и том же числе элементов сетки на уровне, близком к конечным разностям, сохранилось быстродействие. Использование CVM позволяет более точно отслежи-

Коэффициент выхода годного при использовании различных ЛПС

Номер ЛПС	Число отливок	Масса, кг			Масса жидкого металла в форме, кг	Коэффициент выхода годного
		отливки	литниково-питающей системы	блока		
1	2	1,364	11,923	14,651	15,384	0,177
2	1		4,923	6,287	6,601	0,207
3	3		6,808	10,900	11,445	0,358
4	1		4,046	5,410	5,681	0,240

вать распространение фронта затвердевания в отливке, а следовательно, точно прогнозировать появление дефектов, например, образование усадочных раковин и твердых включений.

В качестве начальных условий для моделирования были использованы следующие параметры:

- Размер ячеек, мм. 2,5
- Материал:
 - отливки Л63 (ГОСТ 15527—2004)
 - оболочки керамика
 - формы кварцевый песок
- Среда полости формы. воздух
- Температура, °С:
 - формы перед заливкой. . . 650
 - заливки 1040
 - образования зазора 831
- Напор, мм. 100
- Диаметр струи, мм 15

Прогноз усадки представлен на рис. 3.

Скрытые усадочные дефекты в отливках наблюдаются при использовании ЛПС № 2—4. ЛПС № 1 с большой долей вероятности позволяет добиться бездефектности отливок, однако данный вариант имеет повышенный расход материала, о чем свидетельствует низкий коэффициент выхода годного (см. таблицу).

ЛПС № 2 имеет общую усадку 3,83 % и характеризуется невысоким коэффициентом выхода годного.

При использовании ЛПС № 3 и № 4 наблюдается недостаточное питание в массивных узлах отливки. Из-за конструктивных особенностей ЛПС подвод металла в полость отливки в данных случаях осуществляется двумя питателями. Общая усадка (вместе с ЛПС) составляет 3,7 и 3,8 % для ЛПС № 3 и № 4 соответственно.

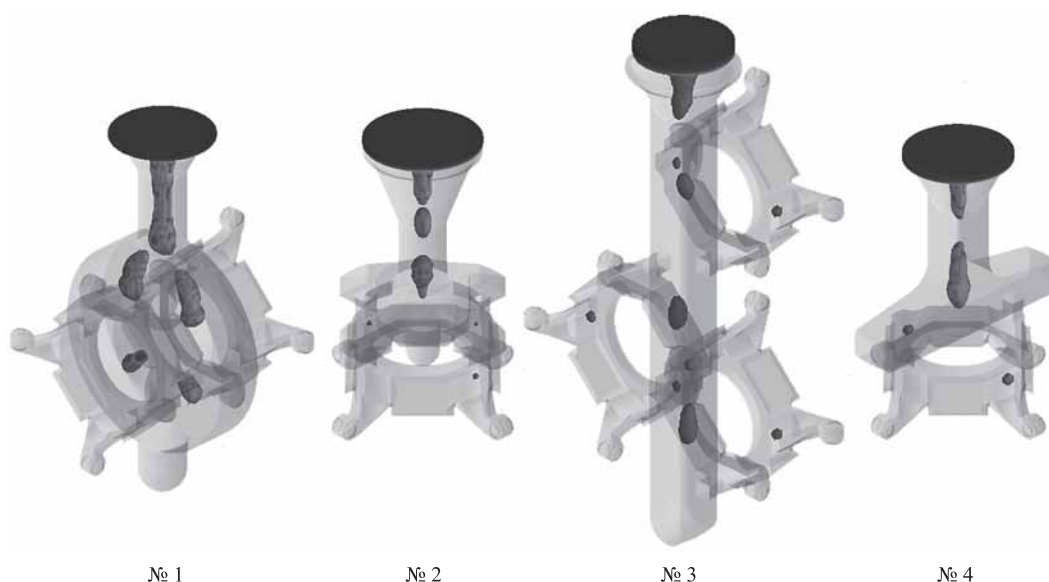


Рис. 3. Анализ усадочных процессов

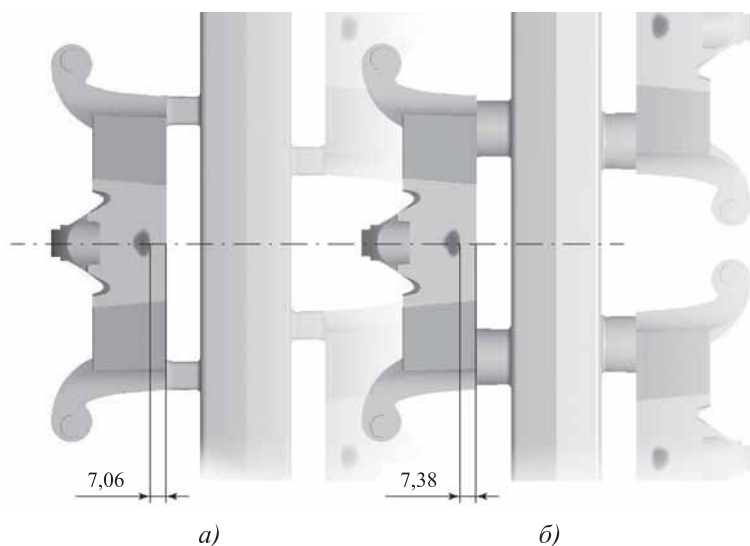


Рис. 4. Изменение глубины залегания дефектов при площади поперечного сечения питателей 290 (а) и 940 мм² (б)

При рассмотрении ЛПС № 3 определено, что дефекты усадочного характера располагаются в теле отливки на глубине 7 мм от верхней поверхности поддона. Данной глубины залегания достаточно, чтобы дефекты не вскрылись при механической обработке.

Увеличив площадь поперечного сечения питателей, можно улучшить питание отливки, тем самым уменьшить дефекты усадочного характера. Однако увеличение площади поперечного сечения питателей в 3 раза (от 290 до 940 мм²) не дало значительного эффекта. При этом дефекты сместились в тело отливки всего на 0,3 мм (рис. 4).

В данном случае увеличение площади поперечного сечения питателей не оправдано и



Рис. 5. Отливка "поддон" при использовании ЛПС № 4

приводит только к повышенному расходу металла.

Результаты моделирования подтверждены при опытных заливках (рис. 5). При этом использовали ЛПС № 4, однако, принимая во внимание результаты данной статьи, целесообразно использовать ЛПС № 3.

Заключение. Для получения отливки "поддон" экономически целесообразно использовать ЛПС № 3, о чем свидетельствует высокий коэффициент выхода годного.

Моделирование процесса литья показало, что дефекты усадочного характера наблюдаются в массивных узлах, не имеющих питателей, при этом они располагаются на глубине 7 мм и не вскроются при дальнейшей механической обработке, что немало важно для внешнего вида художественного литья.

Используя программное обеспечение LVMFlow CV, можно получить данные по распределению шлаковых включений в отливке, давлению, скорости охлаждения, распределению температур в форме, времени затвердевания различных узлов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Зависимость** качества отливок от рациональной конфигурации применяемой литниково-питающей системы и теплоизоляционных материалов / В.А. Бегма и др. // Инновационные технологии в автоматизированном машиностроении и арматуростроении: сб. тр. науч.-техн. конф. Курган: КГУ, 2010. С. 163–169.
2. **Реставрация** бронзовых отливок на основе аддитивных технологий при литье в ХТС / А.Ю. Баринов и др. // Наследие в литейно-металлургических процессах: сб. тр. науч.-техн. конф. Самара: СамГТУ, 2018. С. 567–574.
3. **Савельев Ю.Н., Турищев В.В.** Литье по выплавляемым моделям: взгляд изнутри // CADmaster. 2004. № 4. С. 30–35.

*Владимир Дмитриевич Корбанов;
Александр Игоревич Вальтер, д-р техн. наук,
valter.alek@rambler.ru*

А.Н. Грачев

*(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева),
Р.М. Харчев (АО ПКО "Теплообменник", г. Нижний Новгород)*

Перспективы изготовления сложных тонкостенных отливок ответственного назначения из алюминиевых сплавов

Показана актуальность уменьшения массы и толщины стенок отливок из алюминиевых сплавов для нужд авиастроения. Рассмотрены технологические возможности способов литья, реализуемых в АО ПКО "Теплообменник". Описаны возможные варианты изготовления тонкостенных корпусных отливок из алюминиевых сплавов с применением аддитивных технологий получения моделей и форм.

Ключевые слова: авиастроение; отливки из алюминиевых сплавов; тонкостенные отливки; аддитивные технологии; литье под низким давлением.

The relevance of weight and walls thickness reduction of aluminum castings for aircraft industry is shown. Technological capabilities of casting methods realized in the of Teploobmennik SC PDC are considered. Possible options for production of thin-walled case aluminum castings using additive technologies for production of moulds and patterns are described.

Keywords: aircraft industry; aluminum castings; thin-walled castings; additive technologies; low-pressure die casting.

Одной из актуальных задач авиастроительных компаний является повышение эффективности эксплуатации летательных аппаратов. Действенным способом ее решения является сокращение массы авиационных деталей, что должно положительно сказаться на экономии топлива.

Большую часть металлических деталей для самолетостроения получают литьем из-за его низкой себестоимости и возможности изготовления изделий сложной конфигурации. Как правило, авиационное литье — это сложные тонкостенные корпусные заготовки. Примером подобной детали из алюминиевого сплава является "корпус турбокомпрессора" (см. рисунок).

Преобладающая толщина стенки такой серийно выпускаемой АО ПКО "Теплообменник" (г. Нижний Новгород) отливки, получаемой гравитационной заливкой в разовые песчаные формы, составляет 4...5 мм. В ближайшей перспективе поставлена задача уменьшить ее до 2...2,5 мм.

Решение этой задачи по реализуемой технологии не представляется возможным, так как корректировка модельной оснастки вы-



Фрагмент 3D-модели детали "корпус турбокомпрессора"

зывает затруднения в простановке стержней сложной конфигурации в форму, а заданная толщина стенки отливки меньше технологически возможной для литья в песчаные формы (3 мм) [1].

Таким образом, двукратное уменьшение толщины стенки отливки требует совершенствования процесса формообразования и отказа от гравитационного литья. При этом получение тонкостенных заготовок должно быть

ориентировано на действующие на предприятии технологические процессы и имеющееся оборудование.

В настоящее время в АО ПКО "Теплообменник" кроме гравитационного литья в песчаные формы применяют литье: в кокиль, в гипсовые формы под низким давлением, по выплавляемым моделям.

Литье в кокиль позволяет получать отливки с минимальной толщиной стенки 3 мм, что сравнимо с литьем в песчаные формы. Однако кокильное литье позволяет повысить съем отливок с единицы площади в 2—4 раза, производительность труда в 3—4 раза, увеличить выход годного [1].

Проведенный анализ показал, что отливки типа "корпус турбокомпрессора" не могут быть изготовлены литьем в кокиль по следующим причинам: требуемая толщина стенки меньше возможностей гравитационной заливки в кокиль; сложность оснастки и оформления внутренней полости отливки.

Гипсовые формы являются самотвердеющими и получают наливной формовкой из растворов гипса. После затвердевания формы обрабатывают в автоклавах, подвергают сушке при температуре 220 °С или прокалке при 800 °С [2]. Гравитационная заливка в гипсовые формы позволяет изготавливать отливки сложной конфигурации со стенками толщиной до 1,5 мм, с повышенными требованиями к точности и качеству поверхности, воспроизведению мельчайших деталей рельефа. Применение вакуумного всасывания позволяет заполнять полости до 0,2 мм [3].

Анализ возможности получения литьем в гипсовые формы отливок типа "корпус турбокомпрессора" в АО ПКО "Теплообменник" дал отрицательный результат из-за сложности изготовления оснастки.

Литье по выплавляемым моделям (ЛВМ) используют для изготовления отливок с повышенной точностью и качеством поверхности. Модели преимущественно изготавливают из парафино-стеариновых составов. В работе [4] рассмотрены возможности ЛВМ, в частности получение отливок массой от нескольких граммов до ~300 кг, минимальной толщиной

стенки 0,6 мм при ее протяженности не более 5...6 мм, с минимальным диаметром отверстий 0,5 мм в стенках толщиной 1 мм отливок из цветных сплавов.

Анализ возможности получения детали типа "корпус турбокомпрессора" по технологии ЛВМ в АО ПКО "Теплообменник" дал положительный результат. Однако для этого требуется изменить традиционный способ изготовления модели в связи со сложной формой отливки.

Литье под низким давлением (ЛНД) применяют для получения тонкостенных отливок из алюминиевых сплавов [3]. При этом расплавленный металл заливают в песчаные и оболочковые формы, кокиль, формы для ЛВМ. Сжатый воздух под давлением 18...80 кПа подается на поверхность перегретого в тигле расплава, вытесняемого по металлопроводу в полость литейной формы. ЛНД позволяет получать отливки с минимальной толщиной стенки 2 мм [1].

Анализ возможности изготовления сложных корпусных отливок ЛНД в условиях АО ПКО "Теплообменник" дал положительный результат. При этом основной проблемой является выбор способа получения литейной формы.

Таким образом, в АО ПКО "Теплообменник" в качестве рабочих приняты следующие варианты изготовления тонкостенных корпусных отливок:

1. Литье по выплавляемым моделям;
2. Песчаная форма → литье под низким давлением.

Описанные выше трудности изготовления песчаных форм и выплавляемых моделей преодолеваются с помощью современных аддитивных технологий, обладающих следующими преимуществами: возможность получения изделий сложной тонкостенной геометрии; отсутствие необходимости изготовления дорогостоящей металлической оснастки; значительное сокращение затрат на подготовку производства [5].

При реализации варианта № 1 предполагается печать выплавляемой модели по технологии MJP или SLA, а варианта № 2 — использо-

вание послойной печати литейной формы по АМ- или Ink-Jet-технологиям.

В качестве резервного варианта рассматривается технология ЛВМ в сочетании с ЛНД для обеспечения заполнения полости формы и предотвращения возможного образования газовых дефектов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Могилев В.К., Лев О.И.** Справочник литейщика. М.: Машиностроение, 1988. 272 с.
2. **Иванов В.Н.** Словарь-справочник по литейному производству. М.: Машиностроение, 2001. 460 с.

3. **Производство** отливок из сплавов цветных металлов: учебник для вузов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикун, В.М. Чурсин, Е.Л. Бибииков. М.: Металлургия, 1986. 416 с.

4. **Степанов Ю.А., Баландин Г.Ф., Рыбкин В.А.** Технология литейного производства: специальные виды литья / под ред. Ю.А. Степанова. М.: Машиностроение, 1983. 287 с.

5. **Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н.** Аддитивные технологии в машиностроении. Санкт-Петербург: Изд-во СПбГУ, 2013. 222 с.

*Александр Николаевич Грачев, канд. техн. наук,
alexgra76@mail.ru;
Руслан Михайлович Харчев*

25–29 | 05 | 2020

Россия, Москва, ЦВК «ЭКСПОЦЕНТР»
www.metobr-expo.ru

2020 21-я международная специализированная выставка

МЕТАЛЛООБРАБОТКА

Минпромторг России

Реклама 12+

«Оборудование, приборы и инструменты для металлообрабатывающей промышленности»

При поддержке:
• Совета Федерации Федерального Собрания РФ
• Министерства промышленности и торговли РФ
• Союза машиностроителей России
Под патронатом ТПП РФ

Организаторы: **6C ЭКСПОЦЕНТР** **2C СТАНКОИНСТРУМЕНТ**

Оптимизация технологии сварки в системах инженерного компьютерного анализа

Рассмотрена проблема использования физико-математического моделирования при анализе и оптимизации технологии на примере дуговой орбитальной сварки вольфрамовым электродом по критериям формирования шва и его химического состава. Описана процедура выполнения вычислительного эксперимента, позволяющая построить область оптимальных значений мощности дуги и скорости сварки.

Ключевые слова: дуговая орбитальная сварка; компьютерное моделирование; факторный эксперимент; компьютерный инженерный анализ.

The problem of the application of the physical and mathematical modelling in analysis and the technology optimization on the example of arc orbital welding by tungsten electrode according to the criteria of weld formation and its chemical composition is considered. The procedure for the performing of the computational experiment allowing to construct the area of optimum values of arc power and welding speed is described.

Keywords: arc orbital welding; computer modelling; factorial experiment; computer engineering analysis.

Сварка, как любой технологический процесс, характеризуется многими параметрами, а результат сварки оценивается множеством критериев. Соответственно, задача определения параметров сварки допускает множество решений, ограниченных допустимыми значениями критериев качества сварки. В этом множестве допустимых решений желательно выбрать одно, которое можно рассматривать как оптимальное. Критериями выбора оптимального решения могут быть специфические требования к сварной конструкции или условия ее изготовления. Наиболее общими из них является обеспечение минимальной вероятности появления дефектов сварного шва при максимальной производительности процесса.

Сложившаяся практика выбора параметров сварочного процесса на основе накопленного опыта, обобщенного в стандартах, нормалях и технологических инструкциях, позволяет ориентировочно определить параметры, при которых будет получен удовлетворительный результат, но всегда необходима экспериментальная адаптация этого результата к конкретному случаю сварки. Как правило, оптимальное решение при этом не определяется

ввиду трудоемкости и длительности экспериментальных исследований.

Развитие компьютерных технологий позволило применять физико-математическое моделирование для анализа технологических процессов, которое заменяет реальный процесс виртуальным. Практика использования численного моделирования процессов в технических объектах привела к созданию комплексов специальных компьютерных программ — систем компьютерного инженерного анализа (САЕ) [1]. Такие системы позволяют выполнить полную оптимизацию сварочных технологий [2]. Однако алгоритмы такой оптимизации для сварочных процессов разработаны недостаточно [3].

Основная проблема компьютерной оптимизации технологии сварки — сложность физико-математических моделей, которые должны воспроизводить влияние большого числа технологических факторов на показатели качества формирования шва. Эта проблема частично преодолена для наиболее используемых процессов дуговой, контактной и лучевой сварки [4—6].

В статье рассмотрен один из возможных алгоритмов решения задачи оптимизации

технологии сварки, состоящий из нескольких этапов.

На первом этапе выполняется предварительный анализ процесса — определение параметров технологии, при которых обеспечивается формирование сварного шва. Обычно начальное значение параметров определяется по справочным данным или путем простейших расчетов. Далее проводится компьютерное моделирование и при необходимости уточняются параметры для получения размеров шва, близких к стандартным значениям. Определенные на этом этапе значения параметров принимаются как базовые X_0 .

На втором этапе выполняется исследование влияния множества параметров технологии на различные показатели качества сварного соединения, при котором значение параметров отклоняют от базового варианта $X_0 \pm \Delta X$. При небольшом числе параметров можно использовать стратегию однофакторного анализа, при котором значение факторов отклоняют от базового значения поочередно. Преимуществом этого подхода является наглядность влияния каждого фактора технологии, однако при этом не учитывается эффект взаимодействия параметров, усиливающих или ослабляющих влияние одного из факторов при изменении других. Поэтому целесообразно использовать планы многофакторного анализа, при котором все факторы отклоняют одновременно в разных комбинациях.

При полном факторном анализе количество комбинаций довольно велико, поэтому обычно учитывают только парные взаимодействия факторов, пренебрегая вероятностью взаимовлияния отклонений трех и большего числа факторов. Результатом факторного анализа являются уравнения, связывающие значение показателей качества с отклонениями параметров с учетом их парного взаимодействия.

На третьем этапе эти уравнения преобразуются в систему неравенств, связывающих предельно допустимые показатели качества со значениями параметров сварки. Решение этой системы неравенств позволяет выделить область значений параметров, при которых удовлетворяются требования к значениям показателей качества.

Если система неравенств не имеет решения, то из невыполняемых неравенств выделяются наиболее значимые параметры и определяются их значения, при которых неравенства выполняются. После внесения этих изменений система неравенств решается повторно. Если при повторном решении не будет определена область допустимых значений параметров, то выполняется анализ причин, по которым требуемый результат недостижим.

На четвертом этапе в выделенной области допустимых значений параметров нужно найти их оптимальное значение. Критерием оптимальности является минимальная вероятность выхода критериев показателей качества за пределы области допустимых значений при случайном отклонении параметров процесса. Этому требованию соответствуют значения параметров, максимально удаленные от границ области допустимых значений.

Рассмотрим технологию орбитальной дуговой сварки корневого прохода трубы с внутренним диаметром 100 мм и толщиной стенки 3 мм из низкоуглеродистой стали Ст3 вольфрамовым электродом с подачей раскисляющей проволоки [7].

Эту задачу решали с использованием известной физико-математической модели формирования многопроходного шва при орбитальной дуговой сварке вольфрамовым электродом [8]. Эта модель учитывает распространение теплоты дуги в неповоротном стыке и влияние пространственного положения на форму поверхностей сварочной ванны.

Заполнение разделки (рис. 1, см. обложку) характеризуется шириной B и высотой Z валика в разделке, формирование валика на внутренней поверхности — его шириной b и высотой z . Доля присадки в шве равна отношению площадей наплавки S_f и проплавления кромок S_0 : $\chi = S_f / (S_f + S_0)$. При сварке сталей кипящей плавки эта доля должна быть достаточно для раскисления расплава. Например, при сварке стали Ст3 доля присадочной проволоки Св-08Г2С в шве должна составлять не менее 50 % [8].

Основными параметрами сварки являются мощность дуги P , скорость сварки v_w и ско-

рость подачи присадки v_f , значение которых нужно выбрать так, чтобы обеспечивалось сквозное проплавление стыка ($b > 0$) и получение валика на внутренней поверхности трубы, размеры которого находятся в допустимых пределах: $b > b_0$, $z < z_0$. Необходимо также избежать прожога, т.е. выдавливания расплава внутрь трубы под действием электродинамического давления дуги и давления реактивной отдачи пара, которое недопустимо возрастает, если температура на поверхности ванны T_{\max} достигает значений, близких к температуре кипения стали $T_{\text{вар}}$: $T_{\max} < T_{\text{вар}}$. Эти показатели формирования шва должны быть получены при сварке во всех пространственных положениях (0...12 ч). Также при сварке кипящих сталей нужно обеспечить максимально возможную долю присадки в шве: $\chi \rightarrow \max$.

Очевидно, что для получения одинаковой площади наплавки при разных значениях скорости сварки v_w скорость подачи присадки v_f нужно пропорционально увеличивать: $v_f/v_w = \text{const}$. Мощность дуги определяется скоростью сварки, площадями наплавки S_f и проплавления S_0 и условиями отвода теплоты в металл. Сквозное проплавление стыка наиболее трудно получить при сварке сверху вниз, когда расплав натекает под дугу, а недопустимо широкий шов на внутренней поверхности трубы и прожог — при сварке снизу вверх, когда металл стекает от дуги вниз. Изменение высоты валика z на внутренней поверхности трубы наиболее заметно при сварке в нижнем и потолочном положениях.

На начальном этапе определяли геометрию разделки кромок и мощность дуги, при которых обеспечивалось сквозное проплавление при сварке в нижнем и потолочном положениях при приемлемых скоростях сварки $v_w = 5$ мм/с и подачи присадки $v_f = 50$ мм/с и достаточная доля χ присадочного материала в шве. Результат моделирования на этом режиме показан на рис. 2 (см. обложку) в виде предельного распределения температур (скорость сварки 5 мм/с; проволока Св-08Г2С диаметром 1,2 мм; скорость подачи 40 мм/с).

Результаты предварительного анализа показали, что стандартная V-образная разделка

кромки не обеспечивает доли присадки в шве, достаточной для раскисления кипящей стали, и не позволяет получить выпуклую форму обратной стороны валика в потолочном положении (см. рис. 2, а). Этим требованиям удовлетворила специальная форма разделки кромок (см. рис. 2, б), при которой сквозное проплавление обеспечивается при меньшей мощности.

На втором этапе выполняли моделирование процесса орбитальной сварки с варьированием параметров по плану факторного эксперимента (табл. 1 и 2), при котором определяли значения размеров валиков B , b , Z , z , площади наплавки S_f и проплавления S_0 , а также максимальное значение температуры сварочной ванны T_{\max} в четырех характерных пространственных положениях сварочной ванны (0, 3, 6 и 9 ч).

Моделирование показало, что показатели качества формирования существенно зависят от пространственного положения даже при постоянном наборе параметров. Поэтому были выделены максимальные и минимальные значения показателей качества для разных пространственных положений в каждом опыте факторного эксперимента. Соответственно, были определены коэффициенты регрессии, связывающие показатели качества с технологическими факторами (табл. 3).

На третьем этапе полученные уравнения регрессии преобразовали в систему неравенств, подставив в них предельно допустимые значения показателей качества:

— ширину $b > 0$, т.е. необходимость сквозного проплавления, и $b < 3$ мм;

1. Параметры при выполнении моделирования сварки корневого прохода по плану факторного эксперимента

Уровень	План		
	v_w , мм/с	P , Вт	v_f/v_w
0	4	1950	10
+1	4 + 1	1950 + 150	10 + 2
-1	4 - 1	1950 - 150	10 - 2

2. План и результаты моделирования процесса аргодуговой орбитальной сварки корневого прохода трубы с толщиной стенки 6 мм

Номер опыта	План				Результаты				
	[v _w]	[P]	[v _f /v _w]	φ, ч	b	Z	z	T _{max} , °C	χ, %
					мм				
0	0	0	0	0	3,71	0,68	1,25	2262	60,5
				3	3,14*	1,13	0,41	2325	62,8
				6	3,71	1,62	-0,18	2226	63,9
				9	4,29	1,22	0,67	2196	58,0
1	+1	+1	+1	0	1,43	2,18	0,43	2282	75,2
				3	0,73	2,17	0,27	2367	77,7
				6	2,0	2,36	0,089	2235	74,4
				9	2,57	2,24	0,45	2176	70,7
2	-1	+1	-1	0	7,14	-0,81	1,50	2546	40,6
				3	6,0	0,48	-0,19	2496	46,4
				6	5,43	1,38	-1,01	2596	63,4
				9	6,0	0,59	0,49	2581	46,0
3	+1	-1	-1	0	1,43	1,07	0,36	2145	68,1
				3	0,86	1,05	0,18	2170	74,3
				6	2,0	1,23	-0,03	2110	66,7
				9	2,0	1,2	0,21	2090	66,0
4	-1	-1	+1	0	3,71	1,08	1,44	2266	64,5
				3	3,14	1,6	0,58	2334	68,0
				6	3,71	2,06	-0,82	2268	66,0
				9	3,71	1,71	0,6	2242	63,8

* Выделены максимальные и минимальные значения, полученные при моделировании формирования корневого прохода в разных пространственных положениях.

3. Коэффициенты регрессии
 $Y = Y_0 + Y[v_w] + Y[P] + Y[v_f/v_w]$

Обозначение коэффициента	Показатели качества формирования Y					
		b	Z	z	T _{max} , °C	χ, %
		мм				
Y ₀	min	2,54	0,87	-0,44	2251	60,5
	max	3,71	1,76	0,94	2367	66,6
Y[v _w]	min	-1,75	0,74	0,47	-118	7,9
	max	-1,43	0,038	-0,53	-98	9,4
Y[P]	min	0,54	-0,19	-0,018	85	-4,8
	max	1,14	0,11	0,038	115	-4,55
Y[v _f /v _w]	min	-0,6	0,75	0,077	-42	7,15
	max	-0,86	0,45	0,008	-16	6,25

— наличие выпуклости внутрь трубы $h > 0$ при ограничении $h < b/2$, при которой невозможен прорыв расплава внутрь трубы;

— долю присадки в сварочной ванне $\chi > 70\%$ для исключения порообразования вследствие выделения угарного газа;

— максимальное значение температуры поверхности сварочной ванны $T_{max} < 2400\text{ °C}$ для исключения прожога вследствие закипания марганца в сварочной ванне

$$h_{\min} = -0,44 + 0,47[v_w] - 0,018[P] + 0,077[v_f/v_w] > -0,25 \text{ мм}; \quad (1)$$

$$h_{\max} = 0,94 - 0,53[v_w] + 0,038[P] + 0,008[v_f/v_w] < h_0 = 1 \text{ мм}; \quad (2)$$

$$b_{\min} = 2,54 - 1,75[v_w] + 0,54[P] - 0,6[v_f/v_w] > 0; \quad (3)$$

$$b_{\max} = 3,71 - 1,43[v_w] + 1,14[P] - 0,86[v_f/v_w] < b_0 = 3 \text{ мм}; \quad (4)$$

$$T_{\max} = 2367 - 98[v_w] + 115[P] - 16[v_f/v_w] < 2400 \text{ °С}; \quad (5)$$

$$\chi_{\min} = 60,5 + 7,9[v_w] - 4,8[P] + 7,15[v_f/v_w] > 70\%. \quad (6)$$

Результат решения этой системы неравенств представлен на рис. 3 (см. обложку) в виде зон значений мощности и скорости сварки при различной подаче присадки.

Полученный результат показал, что при небольшой подаче присадки $v_f/v_w = 8$ в выбранном диапазоне параметров (см. табл. 1) невозможно удовлетворить всем требованиям к формированию корневого прохода, в первую очередь из-за недостаточного содержания присадки в шве (критерию (6)). Для получения решения увеличили долю присадки в шве $v_f/v_w \geq 10$ и повторно решили систему неравенств. Результат решения показал (рис. 4, см. обложку), что указанное изменение привело к возникновению зоны 10, в которой выполняются все требования к значению показателей качества.

Увеличение подачи присадки до 12 расширяет диапазон допустимых значений скорости и мощности, но при малой мощности и большой скорости вызывает непровар (зона 9, критерий (3)), поэтому дальнейшее увеличение отношения v_f/v_w не вызывает увеличения диапазона допустимых значений параметров режима сварки.

На четвертом этапе определяли оптимальные значения скорости сварки и мощности дуги. Так как полученный диапазон допустимых их значений велик, то оптимизацию выполняли путем сужения этого диапазона. Для этого повысили требования к показателям форми-

рования шва ($h_{\min} < 0,15$ мм; $b_{\min} > 0,5$ мм; $\chi > 75\%$), решили систему неравенств и определили область значений, при которых эта система имеет решение. Зона допустимых значений мощности и скорости при этом существенно уменьшилась (см. рис. 4, зона 0), что позволило определить их оптимальное значение как центр зоны 0.

Рассмотренный пример оптимизации процесса сварки при компьютерном инженерном анализе показал, что помимо адекватных компьютерных моделей сварочных процессов системы анализа должны включать процедуры выполнения факторного вычислительно-эксперимента над моделью по задаваемому плану, а также программные средства для формирования системы неравенств, связывающих допустимые значения показателей качества сварного соединения с параметрами технологии, и для решения этой системы с графическим представлением получаемой области допустимых значений параметров технологии сварки.

Выводы

1. Развитие компьютерных технологий позволяет использовать физико-математическое моделирование для анализа и оптимизации технологии сварки.

2. Предложена процедура оптимизации сварки, разбитая на этапы предварительного выбора параметров технологии, выполнения компьютерного моделирования при варьировании параметров технологии по плану факторного эксперимента, преобразование его результатов в систему неравенств, связывающих предельно допустимые показатели качества со значением параметров сварки, решение этой системы неравенств с построением области допустимых значений параметров, поиск в этой области их оптимального значения.

3. Рассмотрен пример реализации предложенной процедуры оптимизации параметров дуговой орбитальной сварки вольфрамовым электродом с присадкой корневого прохода кольцевого стыка труб из нераскисленной стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Компьютерный** инженерный анализ: материалы 4-й Российской науч.-техн. конф. Екатеринбург, УГТУ—УПИ. 2008. 96 с. URL: <http://elar.urfu.ru/bitstream/10995/20817/1/cae2007.pdf> (дата обращения: 21.11.2019).

2. **ООО "MSC Software RUS"**. URL: http://www.mscsoftware.ru/docs/products/simufact/simufact_welding_rus.pdf (дата обращения: 21.11.2019).

3. **Ерофеев В.А., Страхова Е.А.** Компьютерный инженерный анализ процесса плазменно-дуговой наплавки слоя цветного сплава на стальные тела вращения // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 12. С. 12—18.

4. **Физико-математическая модель** орбитальной сварки неплавящимся электродом в инертных газах: концепция и возможности / А.В. Шипилов, В.А. Ерофеев, Е.М. Вышемирский, С.И. Полосков // Сварка и Диагностика. 2011. № 2. С. 3—9.

5. **Судник В.А., Радаи Д., Ерофеев В.А.** Компьютерное моделирование лазерно-лучевой сварки: модель и верификация // Сварочное производство. 1997. № 1. С. 28—33.

6. **Имитация** контактной точечной сварки сталей с помощью программного обеспечения SPOTSIM / В.А. Судник, В.А. Ерофеев, Р.А. Кудинов, У. Дилтай, Х.-К. Больманн // Сварочное производство. 1998. № 8. С. 3—8.

7. **Управление** структурой сварных соединений при орбитальной TIG-сварке технологических трубопроводов компрессорных станций / А.В. Шипилов, А.В. Коновалов, В.В. Бровко, С.И. Полосков // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2011. № 6. С. 17—23.

8. **Компьютерный анализ** условий качественного формирования швов при орбитальной сварке трубопроводов малых диаметров из конструкционных сталей / А.В. Шипилов, В.А. Ерофеев, В.В. Бровко, С.И. Полосков // Сварка и диагностика. 2011. № 5. С. 17—23.

*Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук,
erofeev_va@mail.ru;*

Елена Александровна Страхова, канд. техн. наук



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

**"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА
В МАШИНОСТРОЕНИИ"**

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

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

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



УДК 621.777.24:539.319

И.Е. Семёнов, А.В. Иванов

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Анализ напряженного состояния заготовок при закрытой прошивке коническим пуансоном аналитическим методом

Приведены результаты теоретического исследования сил деформирования и контактных давлений при закрытой прошивке коническим пуансоном осесимметричных деталей. Предложенный подход базируется на решении уравнений равновесия бесконечно малого объема в очаге деформации и условия пластичности при прошивке коническим пуансоном. Полученные аналитические зависимости сил деформирования и контактных давлений учитывают геометрические и кинематические параметры процесса прошивки для любого произвольного момента времени и позволяют оптимизировать головную часть пуансона для снижения силы деформации. Проведено сравнение результатов аналитического расчета с экспериментальными данными.

Ключевые слова: закрытая прошивка; плоскодеформированное состояние; сила деформирования; контактное давление; конический пуансон.

The results of theoretical study of the deformation forces and contact pressures at closed piercing by cone-shaped punch of the axisymmetric parts are presented. The proposed approach is based on solving the stress equilibrium equations of infinitesimal volume in the deformation zone and the plasticity condition when closed piercing by cone-shaped punch. The obtained analytical dependences of the deformation forces and contact pressures intensity take into account the geometric and kinematic parameters of the closed piercing process for any time and allow optimizing the head of the punch to reduce the deformation force. The results of theoretical study with experimental data are compared.

Keywords: closed piercing; state of plane deformation; deformation force; contact pressure; cone-shaped punch.

Вопрос аналитического определения напряженного состояния заготовок при закрытой прошивке еще не получил удовлетворительного решения, надежного для практического применения и достаточно строгого в отношении выполнения формальных требований теории пластичности и математического аппарата [1, 2].

Особую сложность вызывает определение напряженно-деформированного состояния заготовок при закрытой горячей прошивке толстостенных стаканов пуансонами в виде усеченного конуса с плоской торцевой частью. Это связано с тем, что напряженное состояние заготовок сложно, а деформированное состояние неравномерно, так как радиальные и тангенциальные деформации заметно отличаются одна от другой [3–5].

Современное развитие численных методов анализа, программного обеспечения и вычислительной техники позволяет моделировать технологические задачи обработки металлов давлением любой сложности, проводить оптимизацию процессов и инструмента, а также разрабатывать новые процессы обработки металлов давлением. Несмотря на интенсивное внедрение в практику компьютерных технологий, широкое применение находят аналитические методы расчета параметров процессов обработки металлов давлением, позволяющие на основе геометрии инструмента и механических свойств обрабатываемого материала определять силы деформации, контактные напряжения и другие параметры напряженно-деформированного состояния заготовки. Очевидно, что оба подхода имеют свои пре-

имущества и недостатки, так как исследование проводится с допущениями, которые определяют область применимости каждого метода [6].

При закрытой прошивке, ввиду сложности процесса, исследование целесообразно проводить поэтапно, рассматривая деформированное состояние заготовки на каждом из них. Такие эксперименты выполнены для начала, середины и конца процесса выдавливания. Учитывая, что форма и размеры очага деформации близки на всех трех этапах, а максимальные силы деформирования и, как следствие, контактные напряжения возникают в конце прошивки, рассмотрим только результаты, связанные с исследованием последнего этапа.

Экспериментальные исследования деформированного состояния проводили на образцах, изготовленных из свинца и алюминиевого сплава. Свинцовые образцы были составными. Для получения одного образца прошивали две одинаковые заготовки до глубины, когда толщина доньшка на 25...30 % превышала конечную толщину. После этого каждый образец фрезеровали таким образом, чтобы оставшаяся часть представляла точную половину образца, затем на одну из половин наносили координатную сетку и обе спаивали сплавом Вуда. Образцы из алюминиевого сплава вытачивали из пресованного прутка, причем оси прутка и заготовок совпадали. Выточенный образец представлял собой стакан с толщиной доньшка, на 25...30 % превышающей конечную толщину.

После деформирования заготовок до конечной толщины доньшка заготовки из свинца распаивали, заготовки из алюминиевого сплава разрезали и травили. По искаженной координатной сетке на свинцовых образцах и по искаженным вертикальным волокнам на алюминиевых образцах было рассмотрено деформированное состояние и выявлены очаги пластической деформации. Искажения координатных сеток и волокон показали одинаковую картину очагов деформации. По точкам перегиба искаженной координатной сетки был построен очаг интенсивной пластической деформации. При этом под торцом пуансона верхняя и нижняя границы очага интенсивной деформации с достаточной точностью описываются двумя дугами концентрических окружностей (рис. 1, зона 2).

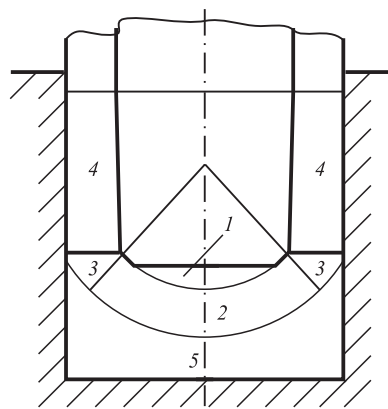


Рис. 1. Зоны очага пластической деформации при закрытой прошивке

Весь очаг пластической деформации разбит на несколько зон (см. рис. 1). Зоны 2—4 входят в очаг интенсивной пластической деформации, зоны 1, 5 — в очаг малых упругопластических деформаций. В дальнейшем рассмотрим только зоны 2—4, так как не без основания будем полагать, что в зонах 1 и 5 деформаций нет.

Рассмотрим напряженное состояние в зоне 2 (см. рис. 1), ограниченной сверху сферой радиусом r_b , а снизу — сферой радиусом r_n . Выделим из зоны элемент $dr, d\theta$ (рис. 2).

Для плоскодеформированной схемы напряженного состояния условия равновесия для малого элемента сечения сферы и условия пластичности в полярной системе координат дают систему трех уравнений для нормальных напря-

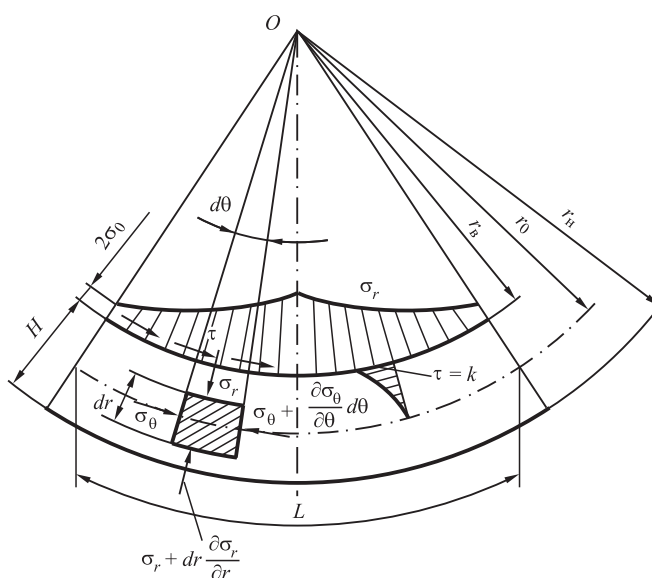


Рис. 2. Распределение напряжений по торцу сферического пуансона

жений σ_r , σ_θ и касательного напряжения τ [2] в виде:

$$r \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau}{\partial \theta} + \sigma_r - \sigma_\theta = 0; \quad (1)$$

$$\frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} + r \frac{\partial \tau}{\partial r} + 2\tau = 0; \quad (2)$$

$$(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + 4\tau^2 = 4k^2, \quad (3)$$

где $k = \sigma_s / \sqrt{3}$ — пластическая постоянная (σ_s — напряжение текучести).

В зоне 2 касательное напряжение τ зависит только от r , т.е. $\tau = \tau(r)$. Подставляя в уравнение (1) выражение (3) и интегрируя его, получаем

$$\sigma_r = -2 \int \sqrt{k^2 - \tau^2} \frac{dr}{r} + f_1(\theta), \quad (4)$$

где $f_1(\theta)$ — произвольная функция от θ .

Интегрирование уравнения (2) дает:

$$\sigma_\theta = -(r\tau' + 2\tau)\theta + f_2(r),$$

где $f_2(r)$ — произвольная функция от r .

Подставляя σ_r , σ_θ в уравнение (3) и интегрируя полученное выражение, получаем выражение для условия пластичности

$$\tau = a/r^2 + c, \quad (5)$$

где константы $a = -\frac{kr_0^2 r_B^2}{r_B^2 - r_0^2}$ и $c = \frac{kr_B^2}{r_B^2 - r_0^2}$,

определенные из граничных условий.

После интегрирования уравнения (2) выражение для окружного напряжения запишется в виде:

$$\sigma_\theta = -2c\theta + f_2(r), \quad (6)$$

а из уравнения (3) определим выражение для радиального напряжения

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \sigma_\theta + 2\sqrt{k^2 - \tau^2} = \\ &= -2c\theta + f_2(r) + 2\sqrt{k^2 - \left(\frac{a}{r^2} + c\right)^2}. \end{aligned} \quad (7)$$

Выбирая произвольную функцию $f_2(r)$ таким образом, чтобы σ_r удовлетворяла уравнению (1), окончательное решение исходных систем уравнений (1)—(3) дает:

$$\begin{aligned} \sigma_r &= -2c\theta - \sqrt{k^2 - \left(\frac{a}{r^2} + c\right)^2} - c \arcsin \frac{\frac{a}{r^2} + c}{k} + \\ &+ \sqrt{c^2 - k^2} \arcsin \frac{(c^2 - k^2)r^2 + ac}{ak} + M, \end{aligned} \quad (8)$$

где M — постоянная, определяемая из граничных условий:

$$\begin{aligned} M &= -\sigma_{r1} + 2c\theta_1 + \sqrt{k^2 - \left(\frac{a}{r_B^2} + c\right)^2} + \\ &+ c \arcsin \frac{\frac{a}{r_B^2} + c}{k} - \\ &- \sqrt{c^2 - k^2} \arcsin \frac{(c^2 - k^2)r_B^2 + ac}{ak}, \end{aligned} \quad (9)$$

а выражение для касательного напряжения —

$$\tau = -\frac{kr_B^2(r_0^2 - r^2)}{r^2(r_0^2 - r_B^2)}. \quad (10)$$

Распределение нормального радиального напряжения σ_r по сфере радиусом $r = r_B$ показано на рис. 2. Силу, действующую на торце пуансона, представим в виде

$$P_1 = 2\pi \int_0^{\theta_0} \sigma_r(r_B, \theta) r_B^2 \cos^2 \theta \sin \theta d\theta. \quad (11)$$

Подставляя в выражение (11) значение σ_r и интегрируя его, получаем

$$\begin{aligned} P_1 &= 4\pi r_B^2 \left(\frac{1}{3} c_0 + \frac{1}{3} c\theta_0 - \frac{1}{3} c \sin \theta_0 + \right. \\ &\left. + \frac{1}{9} c \sin^3 \theta_0 - \frac{1}{3} c_0 \cos^3 \theta_0 \right), \end{aligned} \quad (12)$$

где c_0 — постоянная интегрирования, МПа.

Распределение напряжений в конической части пуансона можно найти, рассматривая напряженное состояние зоны 4 (рис. 3), т.е. сечение кольцевой части заготовки. При внедрении пуансона в заготовку металл может вытекать только в направлении оси пуансона через кольцевой зазор между пуансоном и матрицей. Следовательно, рассматриваемая зона аналогична конечной стадии штамповки конического кольца, а в сечениях кольца в конечной стадии — плоское деформированное состояние.

Решение уравнений равновесия совместно с условием пластичности [5] приводит к сле-

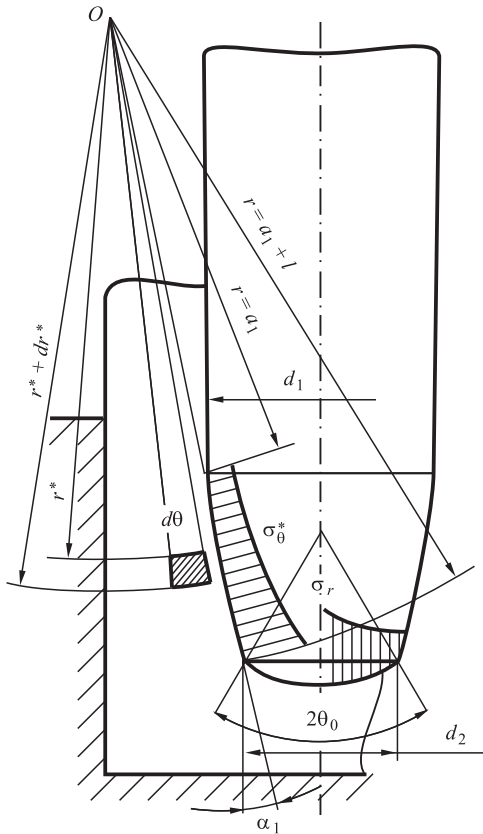


Рис. 3. Распределение напряжений по поверхности конического пуансона

дующему выражению для окружного напряжения на конической части пуансона σ_{θ}^* :

$$-\sigma_{\theta}^* = \frac{k}{a} \ln \frac{r}{a_1} + 2k. \quad (13)$$

Тогда, принимая во внимание условие, что изменение кривой распределения напряжений σ_{θ}^* по конусу близко к линейному, осевая сила, действующая на пуансон:

$$P_2 = \pi l(r_1 + r_2)k \sin \alpha_1 \left(-\frac{1}{2\alpha} \ln \frac{a_1 + l}{a_1} - 2 \right). \quad (14)$$

Сложив выражения (13) и (15), получим полную силу на пуансоне $P_{\text{п}} = P_1 + P_2$ (с учетом только нормальных напряжений).

На пуансон будет действовать также сила P_3 от касательных напряжений, возникающих на конической части пуансона:

$$P_3 = \tau S_k \cos \alpha_1 = -k\pi l(r_1 + r_2) \cos \alpha_1, \quad (15)$$

где S_k — проекция площади конической части пуансона на горизонтальную плоскость; $r_1 = d_1/2$; $r_2 = d_2/2$.

Окончательно по формулам (13), (15) и (16) полная сила прошивки будет равна

$$P_{\text{п}} = P_1 + P_2 + P_3. \quad (16)$$

Пример. В соответствии с полученными зависимостями (12) и (14)–(16) определим силу прошивки свинцового образца с параметрами процесса, приведенными в таблице.

Значение c_0 определяем из условия равенства контактных нормальных напряжений, действующих на пуансон на стыке между зонами (см. рис. 1):

$$c_0 = -\frac{k}{2\alpha} \ln \frac{a_1 + l}{a_1} - k = -72,7 \text{ МПа.}$$

Подставив все значения в формулу (16), получим

$$P_{\text{п}} = 156 \text{ кН.}$$

Сила, измеренная на пуансоне, составила 146 кН, т.е. расчетная сила больше действительной на 9 %.

В ряде работ [7, 8] показано, что сила прошивки в значительной степени зависит от формы торцевой зоны прошивного пуансона. Авторами был выполнен следующий эксперимент. Плоский торец конического пуансона был переточен на сферу радиусом $r_{\text{в}} = 0,59d_2$. При этом верхняя граница очага

Исходные данные для расчета силы деформирования свинцового образца

Параметр	Значение
σ_s , МПа	26,3
k , МПа	18,2
$r_{\text{в}}$, мм	13,9
r_1 , мм	18
r_2 , мм	12
l , мм	50,1
a_1 , мм	151
θ_0 , °	58
α_1 , °	4,5
α , °	2,75
c , МПа	-32,8
c_0 , МПа	-72,7

интенсивной деформации в конечной стадии прошивки имела ту же форму. Таким образом, максимальные касательные (сдвиговые) напряжения, возникающие под торцом пуансона в теле заготовки, были перенесены на контактную поверхность между пуансоном и заготовкой.

Эксперимент показал, что при такой форме пуансона сила прошивки снизилась на 26 % по сравнению с прошивкой пуансоном с плоским торцом, практически отсутствует застойная зона, что очень важно для получения качественных заготовок с повышенными требованиями по сплошности дна.

На всех стадиях закрытой прошивки под плоским торцом конического пуансона наблюдается зона затрудненной деформации ("заторможенная" зона): очаг интенсивной деформации независимо от материала имеет форму выпукло-вогнутой линзы с достаточной степенью точности, описываемой двумя участками (дугами) концентрических окружностей. Высота очага интенсивной деформации на установившейся стадии прошивки постоянна и равна $0,2d_2$.

Расчетная теоретическая сила прошивки, выполненная методом решения уравнений равновесия с условием пластичности по принятому схематизированному очагу деформации, показала удовлетворительную сходимость с экспериментальными данными.

Для снижения силы прошивки и практического устранения "заторможенной" зоны рекомендуется оптимальная форма головной части конического пуансона, выполненная в виде сферы радиусом $r_B = 0,59d_2$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Семёнов И.Е., Иванов А.В. Сравнение аналитических и численных методов расчета технологических параметров процесса обратного выдавливания коробчатых деталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 12. С. 29—35.
2. Valberg H., Rama Krishna Uyyuru. Physical and numerical analysis of the metal flow over the punch head in backward cup extrusion of aluminium // Journal of Materials Processing Technology. 2006. Vol. 172. No 2. P. 312—318.
3. Семёнов И.Е., Иванов А.В. Исследование процесса закрытой прошивки коробчатых деталей энергетическим методом // Актуальные проблемы в машиностроении. 2019. Т. 6. № 1—4. С. 143—148.
4. Rafid Jabbar Mohammed. Effect of Die Angle on Stress Distribution in Extrusion Process of Aluminum Rod // Basrah Journal for Engineering Sciences. 2014. Vol. 14. No. 2. P. 43—50.
5. Li F., Yuan S.J., Lin J.F. Effect of inner cone punch on metal flow in extrusion process // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2009. Vol. 42 (5). P. 489—496.
6. Иванов А.В., Восканьянц А.А., Сеницкий В.М. Некоторые аспекты применения метода конечных элементов в задачах анализа технологических процессов обработки металлов // Производство проката. 2011. № 8. С. 40—48.
7. Plančak M., Barišić B., Čar Z. Influence of Punch Geometry on Process Parameters in Cold Backward Extrusion // AIP Conference Proceedings. 2010. Vol. 1315. Iss. 1. P. 519—523.
8. Семёнов И.Е., Иванов А.В. Выдавливание коробчатых деталей с локальными активными силами трения // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2019. Т. 336. № 4—2. С. 172—181.

*Иван Евгенийевич Семёнов, д-р техн. наук,
sieprof@mail.ru;*

Андрей Владимирович Иванов, канд. техн. наук

И.А. Бурлаков, Д.А. Константинов, Г.А. Мангасарян
(Производственный комплекс "Салют" АО "ОДК", г. Москва),
П.А. Петров, Бач Ву Чонг
(Московский политехнический университет)

Определение кривой текучести технического титана VT1-0 с мелкозернистой структурой

Анализ ответственных деталей из титана VT1-0 показал, что большая их часть эксплуатируется при температуре менее 150 °С, что создает предпосылки для снижения их массы путем формирования в них ультрамелкозернистой структуры методами термомеханической обработки. Для моделирования процессов формообразования заготовок из таких материалов методом конечных элементов необходимо определение зависимостей напряжения текучести в зависимости от деформации и температуры. Определению этих зависимостей посвящена настоящая работа.

Ключевые слова: титан VT1-0; кривая текучести; испытание на сжатие и растяжение; метод конечных элементов; осадка с кручением; ротационная вытяжка; программный комплекс QForm VX.

The analysis of machine reliable components made of titanium VT1-0 is shown their use at the temperature not more than 150 °C. That provides the possibility of their mass decrease by ultrafine grain formation using thermomechanical treatment. The yield curves are needed for the FEM simulation for the plastic forming of such components for various strains and temperatures. The present article presents the found yield curves.

Keywords: titanium VT-1; yield curve; tensile tests; upsetting tests; FEM simulation; torsion upsetting; flow forming; QForm VX.

Введение. Для решения задач пластического формообразования заготовок деталей большую роль играют методы моделирования, основанные на применении *методов конечных элементов* (МКЭ). На базе МКЭ разработаны такие известные программы, как QForm, Autoform, Deform и др. Для осуществления корректного моделирования указанными программами необходимо задать ряд технологических параметров, в том числе кривую текучести для конкретного материала, так как достоверность результатов расчета определяется достоверностью задаваемых исходных данных исследуемого материала.

В зависимости от температурно-скоростных условий деформирования кривая текучести отражает развитие процесса упрочнения и/или разупрочнения в деформируемом материале.

Исследованию вопроса упрочнения материала при пластической деформации посвящены работы многих авторов, в том числе В.А. Крохи [1], В.А. Огородникова [2] и др. Вопрос упрочнения-разупрочнения исследован в работах зарубежных, советских и российских ученых, в которых отмечена важность прове-

дения подобного рода исследований. К наиболее значимым исследованиям можно отнести работы [3–6].

Цель исследований — определение кривых текучести технического титана VT1-0 с мелкозернистой структурой при деформации сжатием и растяжением при комнатной и повышенных температурах для моделирования методом конечных элементов формообразующих операций.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Выполнить экспериментальные работы по изготовлению образцов с мелкозернистой структурой.

2. Осуществить изготовление и осадку образцов при комнатной и повышенных температурах.

3. Изготовить и испытать образцы на растяжение для определения кривых текучести при различных температурах заготовок.

4. Выполнить моделирование процесса осадки с учетом полученных при осадке данных по упрочнению материала.

5. Выполнить анализ полученных данных и осуществить корректировку кривой текучести.

6. Применить полученные данные при моделировании процесса ротационной вытяжки заготовки детали типа обтекатель.

Материалы и методы исследований. В качестве материала исследования выбран технически чистый титановый сплав марки ВТ1-0, химический состав которого (% мас.): 0,25 Fe; 0,20 O; 10 Si; 0,07 C; 0,04 N. Для получения титана в мелкоструктурном состоянии применяли метод интенсивнойковки, изложенный в работе [6].

Для получения реологической модели материала испытывали на сжатие образцы $\varnothing 10 \times 10$ мм, полученные методом электроэрозии (рис. 1). Испытания выполняли на универсальной испытательной машине мод. LFM250 при температуре 20 °С и мод. LFM50 при температурах 300, 400, 600 и 800 °С. Температурный интервал испытаний выбран на основании предварительных экспериментов по осадке заготовок с кручением [6]. Скорость деформирования с учетом результатов других исследователей [6, 7] составляла 2 мм/мин.

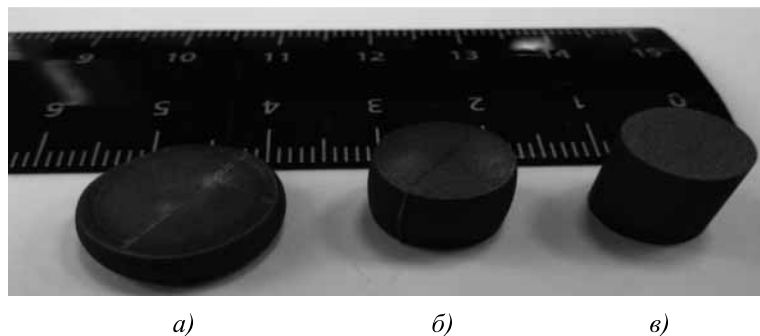


Рис. 1. Образцы титана ВТ1-0 после (а, б) и до (в) испытания на сжатие

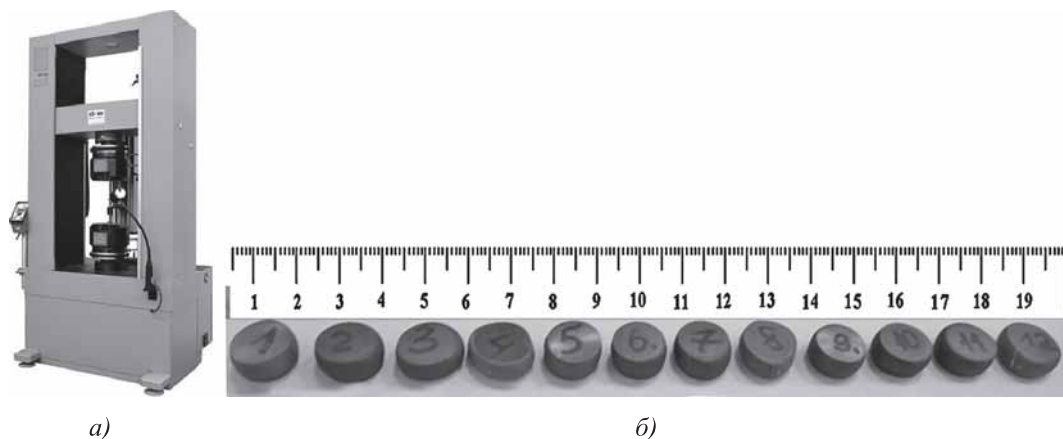


Рис. 2. Испытательная машина мод. LFM250 (а) и осажённые на ней образцы технического титана (б)

Испытания проводили со скоростями деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-1}$, 10^{-2} и 10^{-3} с^{-1} на испытательной машине мод. LFM250 (рис. 2, а). Испытания осуществляли на воздухе, при постоянной температуре, в изотермических условиях и без применения смазки. Образцы после осадки показаны на рис. 2, б.

Скорость деформации поддерживалась постоянной, что достигалось перемещением траверсы по рассчитанным значениям, задаваемым контроллером машины. Перемещение траверсы испытательной машины определяли в соответствии с уравнением [8]:

$$S_i = h_0 - \exp(-\dot{\epsilon}_i t) h_0, \quad (1)$$

где $\dot{\epsilon}_i$ — скорость деформации; t — время; h_0 — исходная высота образца исследуемого материала.

Моделирование. Для моделирования принята реологическая модель материала, учитывающая скорость деформации, т.е. $\sigma_s = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$, где σ_s — напряжение текучести; ϵ — деформация; $\dot{\epsilon}$ — скорость деформации; T — температура заготовки.

Для определения возможности формообразования детали типа "обтекатель" и осадки с кручением применено компьютерное моделирование данного процесса в программном комплексе QForm VX со следующими данными:

- обрабатываемый материал — титан ВТ1-0 с мелкозернистой структурой;
- материал инструмента — инструментальная сталь 5ХНМ;
- объем заготовки — неизменный;

- напряженное состояние — трехмерное (3D-расчет);
- температура формообразования 20 °С;
- фактор трения 0,1, трение по закону Леванова (при ротационной вытяжке);
- фактор трения 0,8, трение по закону Леванова (при осадке с кручением);
- тепловые процессы учитываются;
- формообразование на ротационно-вытяжном станке PNC111 с частотой вращения оправки 270 мин⁻¹.

Ввиду того, что толщина обрабатываемого материала составляет 2,0 мм, сетка конечных элементов принудительно была измельчена до 0,5 мм.

Результаты исследований и их обсуждение. Зависимости напряжения текучести титана BT1-0 от деформации, температуры и скорости деформации, полученные испытаниями на сжатие образцов мелкозернистого титана BT1-0 после интенсивнойковки, показаны на рис. 3.

Данное испытание позволило установить, что деформация при комнатной температуре до 0,8 не приводит к разрушению, при этом предел текучести возрастает более чем в 2 раза [6].

Полученные кривые текучести корректировали методом постановки обратной задачи [9, 10]. Для моделирования механических испытаний использовали программу QForm VX. Модель сопротивления пластической деформации определяли для фиксированных значений температур (20, 400, 600 и

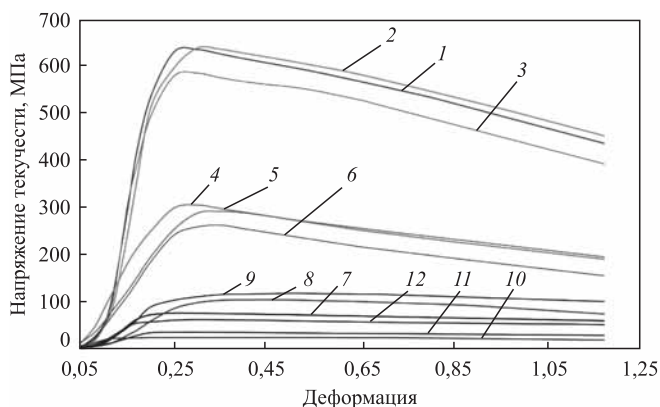


Рис. 3. Зависимости напряжения текучести титана BT1-0 от деформации при различных температурах и скоростях деформации:

1–3 — 20 °С; 4–6 — 400 °С; 7–9 — 600 °С; 10–12 — 800 °С; 1, 4, 7, 10 — 0,001 с⁻¹; 2, 5, 8, 11 — 0,01 с⁻¹; 3, 6, 9, 12 — 0,1 с⁻¹

800 °С) и скоростей деформации (0,001; 0,01 и 0,1 с⁻¹).

Существенным преимуществом метода постановки обратной задачи перед обычными аналитическими методами корректировки кривых текучести является то, что в программе QForm благодаря учету градиента температур и скоростей деформации по сечению образца, расчет ведется не по одной кривой текучести, построенной для определенной температуры и скорости деформации, а по группе соседних кривых (для других ближайших температур и скоростей деформации), каждая из которых оказывает влияние на итоговый график силы, а следовательно, и на корректировку каждой из соседних кривых текучести, тогда как в обычных аналитических методах кривые текучести корректируются отдельно [11].

При построении математической модели сопротивления титана BT1-0 деформации была выбрана эмпирическая модель, предложенная Хензелем—Шпиттелем [3], устанавливающая связь между напряжением текучести σ_i и термомеханическими параметрами:

$$\sigma_i = A \exp(m_1 T) T^{m_9} \varepsilon_i^{m_2} \exp(m_4 / \varepsilon_i) \times (1 + \varepsilon_i)^{m_5 T} \exp(m_7 \varepsilon_i) \dot{\varepsilon}_i^{m_3} \varepsilon_i^{m_8 T}, \quad (2)$$

где $A, m_1 - m_9$ — неизвестные коэффициенты модели сопротивления деформации.

В данном случае модель по уравнению (2) является параметрической. В качестве варьируемого параметра принята начальная температура нагрева образца:

1) для интервала температур испытания $T \in [20; 400]$ °С набор неизвестных коэффициентов принят равным

$$A', m'_1 - m'_9;$$

2) для интервала температур испытания $T \in [600; 800]$ °С набор неизвестных коэффициентов принят равным

$$A'', m''_1 - m''_9.$$

В каждом из указанных температурных интервалов для исследуемого титанового сплава характерен разный тип (форма) кривой текучести, что связано с различным вкладом процессов упрочнения и разупрочнения в изменение напряжения текучести при увеличении накопленной деформации.

Оптимизация для нахождения неизвестных коэффициентов модели выполнена с применением модифицированного метода наименьших квадратов — метода Левенберга—Маркардта [12] — в программе MatLab.

Итоговая зависимость для холодной и теплой осадки для температурного интервала 20...400 °С в графическом виде и в виде эмпирической модели показана на рис. 4. Сравнение экспериментальных и расчетных кривых показало, что средняя ошибка не превышает 5 %.

При использовании модели (3) в специализированных программах для имитационного моделирования процесса пластического деформирования, например, в программе QForm, в интервале температур $T \in (400; 600)$ °С те-

кущие значения напряжения текучести определяются на основе модели (3) для интервала температур $T \in [20; 400]$ °С с учетом экстраполяции значений. Более детальное описание логико-методологической процедуры экстраполяции в программе QForm можно найти в руководстве пользователя программы [13].

Корректность найденных реологических моделей для заготовок с ультрамелкозернистой структурой (см. модель (3)) была проверена применением для численного моделирования процессов формообразования плоских заготовок за две операции — осадка с 10 до 8 мм с последующей осадкой с кручением до высоты 2 мм (рис. 5).

Исследование микроструктуры образцов после осадки с кручением (рис. 6, см. обложку)

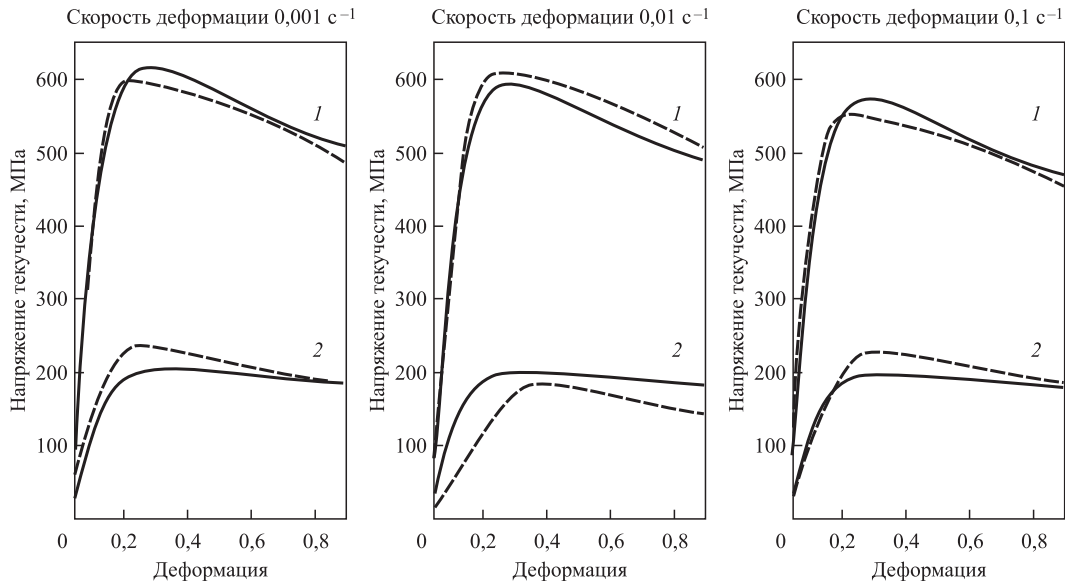


Рис. 4. Сравнение экспериментальных и расчетных напряжений текучести при осадке образцов с различными скоростями при температурах 20 °С (1) и 400 °С (2)

— — данные эксперимента; — — расчетная кривая (уравнение 3):

$$\sigma_i = A \exp(m_1 T) T^{m_5} \varepsilon_i^{m_2} \exp(m_4 / \varepsilon_i) \times (1 + \varepsilon_i)^{m_5 T} \exp(m_7 \varepsilon_i) \dot{\varepsilon}_i^{m_3} \dot{\varepsilon}_i^{m_8 T}, \quad (3)$$

где

$A = 10,0315677180953$; $m_1 = -0,0132138107898632$; $m_2 = -0,746945693327697$; $m_3 = -0,0173633873369252$; $m_4 = -0,192068906653535$; $m_5 = 0,000715614189498169$; $m_7 = 0,319266521196145$; $m_8 = 2,41564583054026 \cdot 10^{-5}$; $m_9 = 1,30494751136233$; $T = 20...400$ °С;

$$\sigma_i = A \exp(m_1 T) T^{m_5} \varepsilon_i^{m_2} \exp(m_4 / \varepsilon_i) \times (1 + \varepsilon_i)^{m_5 T} \exp(m_7 \varepsilon_i) \dot{\varepsilon}_i^{m_3} \dot{\varepsilon}_i^{m_8 T}, \quad (4)$$

где

$A = 10,0082423469709$; $m_1 = -0,000589531603777684$; $m_2 = -0,469012344735162$; $m_3 = -0,401027020655004$; $m_4 = -0,191263189193926$; $m_5 = -0,00285829327565800$; $m_7 = 1,24727713714023$; $m_8 = 0,000808692334811354$; $m_9 = 0,452102558313017$; $T = 600...800$ °С

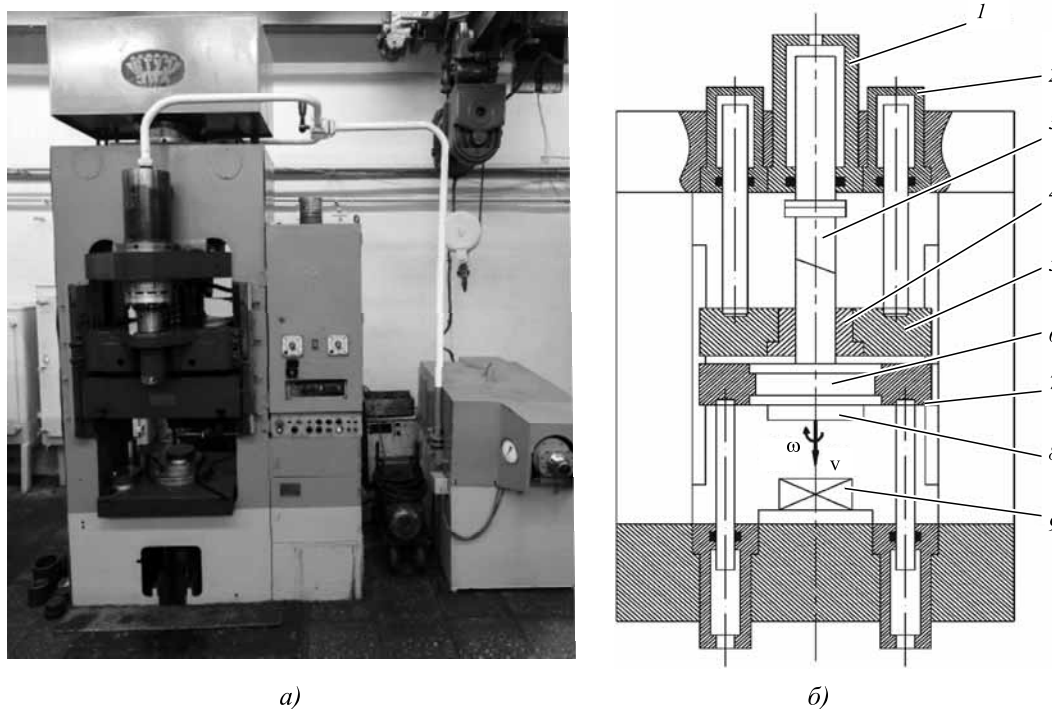


Рис. 5. Общий вид (а) и схема (б) гидравлического пресса для штамповки с кручением:
 1 — цилиндр; 2 — боковой цилиндр; 3 — винт; 4 — гайка; 5 — ползун; 6 — штамподержатель;
 7 — ползун; 8 — инструмент; 9 — заготовка; ω — угловая скорость вращения штамподержателя;
 v — скорость перемещения

выявило однородную изотропную структуру по всему сечению, состоящую из ультрамелких зерен максимальным размером менее 2 мкм, что создает благоприятные условия для формообразующих операций.

Результаты моделирования и эксперимента представлены в таблице.

Экспериментальные образцы, полученные осадкой с кручением и без кручения, и результаты моделирования практически идентичны (рис. 7), что подтверждает корректность имитационного моделирования процесса осадки

цилиндрических заготовок с кручением и без него с использованием реологической модели титана (3).

Полученная реологическая зависимость титана с ультрамелкозернистой структурой была применена для имитационного моделирования процесса ротационной вытяжки заготовок, полученных осадкой с кручением (рис. 8, см. обложку) для изготовления деталей типа "обтекатель".

Моделирование процесса осадки с кручением холодных заготовок холодным инстру-

Результаты деформирования образцов и моделирования

Номер образца	Тип деформации	Эксперимент				Моделирование			
		P, кН	M, кН·м	H	D	P, кН	M, кН·м	H	D
				мм				мм	
1	Осадка с кручением	849	12,4	1,7...2	82...85	786	14,6	2	78,6
2				1,5...2	84...90				
3					81...89				
4	Осадка без кручения	1167	—	7,2...7,5	40...41	12 529	—	7	42
5									

Обозначения: P — сила; M — момент; H — высота заготовки после деформации; D — диаметр заготовки после деформации.

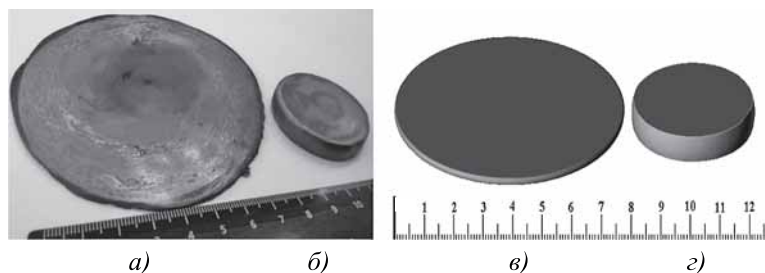


Рис. 7. Деформированные образцы титана с ультрамелкозернистой структурой и результаты моделирования:

а, б — экспериментальная заготовка после осадки с кручением и осадки без кручения; *в, г* — заготовка, полученная моделированием осадки с кручением и осадки без кручения

ментом показало, что деформация по сечению неоднородна и достигает 1,8 (см. рис. 8, *а*). Термическая смягчающая обработка заготовок для получения требуемой пластичности позволила изготовить ротационной вытяжкой бездефектные заготовки (см. рис. 8, *в*).

Заключение. Проведены экспериментальные работы по изготовлению образцов с ультрамелкозернистой структурой.

Выполнен комплекс экспериментальных работ по изотермической осадке образцов из титана ВТ1-0 при комнатной и повышенных температурах с различными скоростями деформации и получена реологическая модель (3).

С учетом полученной реологической модели мелкозернистого титана ВТ1-0 осуществлено моделирование процесса осадки с кручением и ротационной вытяжки заготовок программой QForm VX, которое подтвердило ее корректность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кроха В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации. М.: Машиностроение, 1980. 157 с.
2. Огородников В.А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. Киев: Вища школа, 1983. 175 с.
3. Хензель А., Шпиттель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки давлением: справочник. М.: Металлургия, 1982. 360 с.
4. Baxter G.J., Furu T., Zhu Q. et al. The influence of transient strain-rate deformation conditions on the deformed microstructure of aluminium alloy Al — 1 % Mg // Acta Mater. 1999. 47 (8). P. 2367—2376.
5. Abbod M.F., Sellars C.M., Tanaka A. et al. Effect of Changing Strain Rate on Flow Stress during

Hot Deformation of Type 316L Stainless Steel // Materials Science and Engineering. 2008. A. 491. P. 290—296.

6. **Аппроксимация** экспериментальных данных по сопротивлению деформации алюминиевых сплавов / В.К. Смирнов, С.В. Харитонин, В.И. Степаненко, К.И. Литвинов // Известия вузов. Цветная металлургия. 1997. № 4. С. 36—38.

7. **Рациональное** использование ресурса пластичности при холодной штамповке листовых заготовок на основе критериев Кокрофта и Колмогорова/ И.А. Бурлаков, Д.М. Забелян, А.К. Бондаренко, Ю.А. Гладков, А.Н. Леонидов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2016. № 12. С. 3—8.

8. **Петров П.А., Перфилов В.И.** Исследование упрочнения алюминиевого сплава АМг6 на начальном участке кривой текучести при повышенных температурах // Моделирование, программное обеспечение и наукоемкие технологии в металлургии: тр. 2-й Всероссийской науч.-практ. конф. / под общ. ред. С.П. Мочалова. Новокузнецк: СибГИУ, 2006. С. 205—212.

9. **Получение** уточненных данных по сопротивлению пластической деформации при горячей объемной штамповки алюминиевого сплава АМг6 / В.И. Воронков, К.Е. Потапенко, П.А. Петров, О.Ю. Гамзина // Обработка металлов давлением: сб. науч. тр. 2013. № 3 (36). С. 3—10.

10. **Szeliga D., Gawad J., Pietrzyk M.** Inverse analysis for identification of rheological and friction models in metal forming // Computer methods in applied mechanics and engineering. 2006. 195. P. 6778—6798.

11. **Петров П.А. и др.** Определение модели сопротивления деформации по найденным изотермическим кривым текучести с применением современных компьютерных программ // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 8. С. 32—38.

12. **Marquardt.** An algorithm for least-squares estimation of nonlinear parameters // Journal for the Society of Industrial and Applied Mathematics. 1963. Vol. 11. P. 431—441.

13. **Руководство** пользователя системы QFORM. ООО "КванторФорм", 2019. URL: http://aform3d.ru/files_ru/2008_0001_0.pdf (дата обращения 12.03.2017).

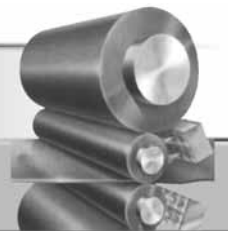
*Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук,
burlakov-ia@uecrus.com;*

Денис Александрович Константинов, д-р техн. наук;

Георгий Артемович Мангасарян, д-р техн. наук;

Павел Александрович Петров, канд. техн. наук;

Бач Ву Чонг



УДК 621.774.3

О.В. Соколова, Е.В. Лагошина

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Производство прецизионных труб малого диаметра на станах периодической холодной прокатки

Исследованы факторы, влияющие на качество труб, полученных на станах холодной периодической прокатки ХПТ, в том числе причины возникновения осевых сил, величина которых во многом зависит от правильного определения катающего радиуса валка.

Ключевые слова: холодная периодическая прокатка; прецизионные трубы; осевые силы; производительность.

The factors affecting the quality of pipes obtained at tube-reducing machines, including the causes of the occurrence of axial forces, the magnitude of which largely depends on the correct determination of the rolling radius of the roll, are studied.

Keywords: cold pilger rolling; precision tubes; axial forces; output.

Современные, постоянно развивающиеся технологии ужесточают требования к качеству прецизионных труб. Чаще всего прецизионные трубы изготавливают на станах холодной периодической прокатки труб валкового и роликового типов (ХПТ и ХПТР). В настоящее время станы холодной периодической прокатки, производящиеся в РФ, уступают зарубежным аналогам по своим характеристикам. Основные отличия состоят в производительности и режимах работы станом, а также качестве готовой продукции.

Одной из задач государственной программы РФ "Развитие промышленности и повышение ее конкурентоспособности" является снижение доли иностранной продукции, используемой российскими производителями. Это применимо и к станам для производства прецизионных труб.

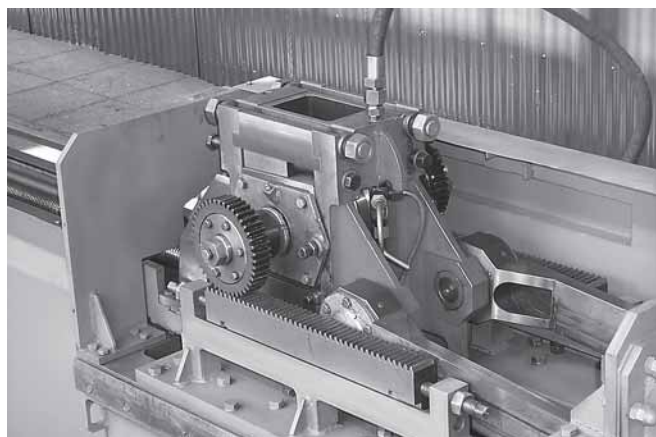
На кафедре "Оборудование и технологии прокатки" МГТУ им. Н.Э. Баумана проводятся работы по интенсификации режимов обжатий, повышению качества поверхности и точности прецизионных труб, расширению диапазона прокатываемых труб на станах холодной периодической прокатки.

Долгое время на станах ХПТ (рис. 1, а) не прокатывались трубы диаметром менее

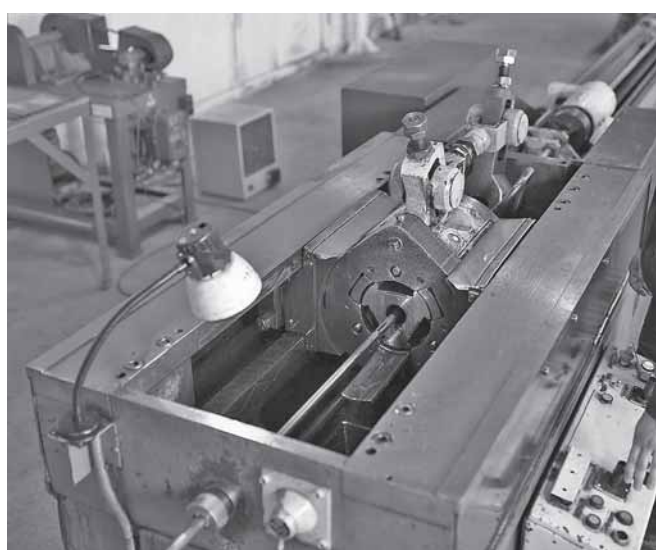
16 мм [1]. Трубы меньшего диаметра получали на станах ХПТР (рис. 1, б). При прокатке тонкостенных труб малого диаметра на станах ХПТ возросло значение осевых сил, действующих на прокатываемую трубу и нарушающих нормальное течение технологического процесса. Эти осевые силы ухудшают качество прокатываемых труб и не позволяют интенсифицировать режим обжатий.

Вопросу возникновения и снижения сил всегда уделялось большое внимание. Определение численных значений осевых сил — это только часть задачи. Основная задача состоит в изучении факторов, влияющих на осевые силы, и в максимальном их уменьшении, что очень важно для ведения процесса холодной периодической прокатки.

Прорывом в решении этой задачи было создание под руководством академика А.И. Целикова способа роликовой периодической прокатки, внедренного на станах ХПТР. Эти станы были внедрены во всех развитых странах и в настоящее время используются для производства особотонкостенных труб специального назначения из специальных сталей и сплавов. Жесткая конструкция станом ХПТР и возможность регулировки величины осевых сил



а)



б)

Рис. 1. Станы ХПТ (а) и ХПТР (б)

позволяют обеспечить прокатку тонкостенных и особотонкостенных труб из различных материалов. Однако производительность этих станов очень низкая. Основные причины, не позволяющие повысить их производительность [2]:

1) прокатка роликами, имеющими постоянный радиус ручья, равный радиусу готовой трубы, осуществляется в так называемом "незакрытом" калибре, что образует значительный зазор между роликами. При увеличении степени деформации металл затекает в зазор, что не позволяет обеспечить заданные параметры готовой трубы;

2) в подвижном корпусе клетки движется сепаратор с роликами. Ход корпуса рабочей клетки больше хода сепаратора. Длина очага деформации определяется величиной перемещения сепаратора с роликами. Для увеличения хода сепаратора необходимо значительно увеличить ход корпуса клетки, что приводит

к возрастанию динамических нагрузок на привод клетки;

3) невозможно увеличить число ходов клетки в минуту. Это обусловлено тем, что при обратном ходе клетки конструктивно не обеспечено изменение направления вращения роликов. Поэтому при больших скоростях ролики не успевают изменять направление вращения, что приводит к проскальзыванию по планкам и к выработке последних.

Для повышения производительности прокатки прецизионных труб малого диаметра с сохранением заданного качества принято решение использовать станы ХПТ, но для этого необходимо минимизировать значения осевых сил, возникающих при прокатке.

Обычно при холодной периодической прокатке катающий радиус валков принимают равным радиусу начальной окружности ведущей шестерни, который в общем случае не совпадает со значением действительного катающего радиуса, т.е. прокатка на станах ХПТ осуществляется с принудительным катающим радиусом.

Под катающим радиусом понимают радиус, проведенный в точке на калибре валка, где окружная скорость валков соответственно равна скорости выхода металла из валков. Примем за действительный катающий радиус фактическое значение катающего радиуса при прокатке в каждый момент времени, за принудительный катающий радиус — радиус, равный выбранному значению радиуса начальной окружности ведущей шестерни.

Действительный катающий радиус изменяется на протяжении всей длины очага деформации, в то время как радиус начальной окружности ведущей шестерни постоянен. Радиус ведущей шестерни выбирают как усредненную величину, имеющую допустимое отклонение от действительного катающего радиуса для данного маршрута и данного материала прокатываемой трубы. Только в какой-то точке очага деформации эта величина будет равна действительному катающему радиусу. Это несовпадение оказывает большое влияние на осевые силы.

Очевидно, что если бы в процессе прокатки катающий радиус калибра валков в каждой точке прямого и обратного хода совпадал бы с радиусом начальной окружности ведущей шестерни, то скорость металла относительно валков была бы равна нулю. Однако при несовпадении величин действительного катающего радиуса и радиуса ведущей шестерни возникает разнонаправленная относительная скорость, вследствие чего возникают разнонаправленные осевые силы [3, 4].

В разное время были предложены различные конструктивные способы снижения осевых сил, действующих на трубу при прокатке: использование в приводе валков рабочей клетки шестерни с дробным числом зубьев [5], привод вращения валков клетки с механизмом перемещения зубчатых реек [2], эксцентриковая установка ведущих шестерен [6, 7], использование в приводе валков рабочей клетки некруглых ведущих шестерен [8], станы ХПТ со свободным обратным ходом клетки [9], станы с рычажным механизмом перемещения клетки [10] и т.д. [11].

Однако многочисленные попытки минимизировать осевые силы в заготовке с помощью изменений в конструкции станом ХПТ не дали удовлетворительных результатов.

Для решения проблемы снижения осевых сил, возникающих при прокатке, кафедрой "Оборудование и технологии прокатки" МГТУ им. Н.Э. Баумана совместно с АО АХК "ВНИИМЕТМАШ" был проведен комплекс теоретических и экспериментальных исследований по созданию нового привода рабочей клетки стана ХПТ [12–14].

В результате исследований получены следующие результаты:

1. На основе исследования технологических процессов периодической холодной прокатки выявлены основные факторы, влияющие на качество и точность прецизионных труб.

2. На основе анализа эксплуатации станом ХПТ даны предложения по реконструкции привода клетки стана для уменьшения осевых сил, возникающих при прокатке.

3. Проведены экспериментальные исследования, направленные на изучение фактического закона изменения и величины осевых сил, действующих на трубу при прокатке на станах ХПТ. Разработана уникальная методика проведения эксперимента.

4. Проанализированы современные методики расчета калибровки рабочего инструмента, в том числе определения катающего радиуса.

5. Разработана уточненная методика расчета калибровки рабочего инструмента стана холодной периодической прокатки.

6. Проведена реконструкция привода валков рабочей клетки промышленного стана ХПТ 10-45, позволяющая повысить производительность станом за счет интенсификации режимов прокатки с сохранением заданного качества трубы [15].

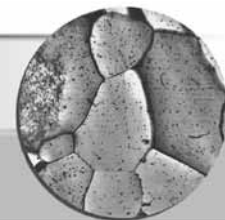
Новый привод клетки стана ХПТ внедрен и эксплуатируется в ООО "ТМК-ИНОКС" (г. Каменск-Уральский). Эксплуатация в промышленных условиях доказала, что исполь-

зование нового привода поворота валков рабочей клетки стана ХПТ 10-45 позволяет увеличить производительность стана при получении трубной продукции в соответствии с требованиями ГОСТ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соколова О.В., Восканьянц А.А., Комкова Т.Ю.** Технология и оборудование производства труб на станах ХПТ. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 40 с.
2. **Вердеревский В.А.** Роликовые станы холодной прокатки труб. М.: Металлургия, 1992. 240 с.
3. **Шевакин Ю.Ф.** Производство труб. М.: Металлургия, 1963. 270 с.
4. **Кофф З.А., Одинцов Б.П.** Элементы теории процесса деформации металла при холодной прокатке труб. Днепропетровск, 1969.
5. **Привод валков стана периодической прокатки труб:** а.с. 755351 СССР/ В.И. Сколовский, Б.В. Сколовский, М.В. Сколовский. Заявл. 20.06.78; опубл. 15.08.80, Бюл. № 30.
6. **Устройство** для качательного движения валков пильгерстаном с подвижной клетью: а.с. 175912 СССР/ Ю.Н. Беликов и др. Заявл. 30.12.1964; опубл. 26.10.1965, Бюл. № 21.
7. **Привод валков стана холодной прокатки труб:** а.с. 554898 СССР/ А.И. Малкин и др. Заявл. 27.01.75; опубл. 25.04.1977, Бюл. № 15.
8. **Способ** компенсации изменения катающего радиуса калибров пильгерстаном: а.с. 259798 СССР/ Ю.А. Дмитриев, С.В. Денисов. Заявл. 10.12.1964; опубл. 22.12.1969, Бюл. № 3.
9. **Sokolova O.V., Verderevskii V.A., Merzlyakov V.D.** Improving the efficiency of cold pipe rolling // *Сталь*. 2000. Т. 7. С. 46–48.
10. **Станы** холодной прокатки труб: а.с. 2397033 РФ/ Н.С. Пеньков и др. Заявл. 12.08.2009; опубл. 20.08.2010. Бюл. № 23.
11. **Способы** снижения осевых усилий на станах ХПТ / А.А. Филатов, Н.А. Целиков, О.В. Соколова, Е.В. Лагошина, А.Г. Ушаков // *Производство проката*. 2014. № 12. С. 21–24.
12. **Филатов А.А., Соколова О.В., Лагошина Е.В.** Экспериментальное исследование осевых усилий в станах холодной периодической прокатки труб // *Производство проката*. 2015. № 10. С. 39–41.
13. **Действие** осевых сил при периодической прокатке труб на станах ХПТ/ А.А. Филатов, Н.А. Целиков, О.В. Соколова, А.А. Глебов, Е.В. Лагошина // *Производство проката*. 2017. № 12. С. 39–41.
14. **Соколова О.В., Лагошина Е.В.** Определение значения катающего радиуса при холодной периодической прокатке труб // *Производство проката*. 2019. № 8. С. 29–34.
15. **Целиков Н.А., Филатов А.А., Лагошина Е.В.** Модернизация зубчато-реечного привода стана холодной прокатки труб // *Тяжелое машиностроение*. 2015. № 10. С. 12–18.

*Ольга Вадимовна Соколова, канд. техн. наук;
Елена Владимировна Лагошина, канд. техн. наук,
elena19881988@mail.ru*



УДК 669.017:621.785

Б.В. Фокин, А.А. Жуков*(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева),***Л.А. Хасанова** (ПАО "ОДК-САТУРН", г. Рыбинск),**А.П. Навоев** (ООО "Компания Дизель", г. Тутаев)

Поверхностная графитизация низкоуглеродистых сталей в интервале температур полиморфного превращения

Обоснована важность поверхностной графитизации для увеличения антифрикционных свойств деталей. Проведен анализ известных процессов графитизации сталей. Впервые предложен способ поверхностной графитизации низкоуглеродистых сталей, совмещенный с новым методом низкотемпературной цементации в области температур полиморфного превращения.

Ключевые слова: поверхностная графитизация; низкоуглеродистые стали; цементация; полиморфное превращение; антифрикционные свойства.

The importance of surface graphitization for increase in antifrictional properties of parts is proved. The analysis of known graphitization processes of steels is carried out. For the first time the surface graphitization method of low-carbon steels combined with new method of low-temperature carburization in the field of polymorphic transformation temperatures is offered.

Keywords: surface graphitization; low-carbon steels; carburization; polymorphic transformation; antifrictional properties.

Поверхностная графитизация деталей машин, работающих в условиях трения, важна в машиностроении, автотракторостроении и других отраслях промышленности. Содержащийся в структуре графитизированных сталей графит выполняет функцию твердой смазки и способствует удержанию смазки на поверхности трения в процессе эксплуатации графитизированных деталей.

Графитизация стали является следствием ряда структурно-фазовых превращений — сфероидизации карбидов и их распада, т.е. выделения структурно-свободного углерода из карбидов, в первую очередь из цементита, происходящих в сталях в процессе длительной эксплуатации при повышенных температурах.

Процесс графитизации, связанный с распадом карбида Fe_3C и выделением при этом свободного углерода в виде графита, хорошо известен для чугуна и некоторых сталей с по-

вышенным содержанием кремния, повышающим способность стали к графитизации [1].

Хорошие антифрикционные свойства деталей, работающих на износ в условиях недостаточной смазки или при наличии абразивной среды, необходимы только для поверхностного слоя. При этом нет необходимости использовать стали с высоким содержанием углерода или добавками кремния. Можно применять низкоуглеродистые стали, подвергнув их цементации для насыщения поверхностного слоя углеродом до концентраций 0,8...1,2 %, с последующей термической обработкой для перевода углерода цементита в графит.

На качество полученного поверхностного графитизированного слоя будет оказывать влияние не только режим графитизирующего отжига, но и режим цементации, от которого зависят такие параметры, как глубина слоя,

концентрация углерода в цементованном слое и его распределение по глубине слоя.

В работе [2] предложен способ цементации при изотермической выдержке при температуре выше A_{c3} (920...940 °С). Данный способ заключается в изотермической выдержке деталей в контролируемой атмосфере эндогаза, скорость насыщения углеродом при этом составляет 0,1...0,15 мм/ч. Насыщение со скоростью 0,15...0,25 мм/ч также можно проводить в среде, неконтролируемой по углеродному потенциалу, получаемой при капельной подаче жидких карбюризаторов. Недостатками способа является длительное время выдержки, определяемое из расчета 0,15 мм/ч — при глубине слоя до 1 мм и 0,1 мм/ч — при глубине слоя более 1 мм. Продолжительность процесса цементации может составлять 8...10 ч и более в зависимости от требуемой глубины слоя. Также возможны нестабильность качества получаемого слоя и разброс его параметров.

Известен другой способ цементации стали 55С2 в пастообразном карбюризаторе, содержащем сажу, углекислый натрий и ПВА при различных температурах и с различными выдержками [3]. Цементацию образцов стали 55С2 осуществляют в цементационных контейнерах с высушенным сажево-карбонатным покрытием на поверхности деталей. В качестве наполнителя в контейнере используют отработанный древесноугольный бондюжский карбюризатор. Перед цементацией детали подвергают закалке с температуры 850 °С в воду.

Цементация кремнистой стали, закаленной перед науглероживанием, позволяет получить в диффузионных слоях большое количество графитных включений (на уровне или даже выше, чем у традиционно графитизированных сталей) за относительно короткое время. Высокая скорость графитизации является следствием большого количества дефектов в закаленных слоях, которые заполняются атомами углерода, поступающими из высокоактивной среды и кристаллизующимися на их внутренней поверхности в присутствии кремния в решетку графита. Недостатком способа является необходимость в предварительной закалке, что не всегда возможно для деталей, имеющих сложную, ажурную форму и склонных к появлению закалочных трещин и применения спе-

циального оборудования для приготовления и нанесения пасты на детали.

В работе [4] предложен способ поверхностной графитизации сталей в процессе двухступенчатой нитроцементации. На первом этапе нитроцементацию проводят при температурах в области температуры A_1 для системы Fe—N для максимально возможного насыщения стали азотом. На втором этапе, проходящем при температурах выше A_3 системы Fe—C, происходят деазотирование диффузионного слоя с образованием дефектов структуры и заполнение этих дефектов углеродом.

При повышении длительности первой (низкотемпературной) ступени нитроцементации увеличивается глубина графитосодержащего слоя, а при повышении длительности и температуры второй ступени (высокотемпературной) увеличивается содержание графита в диффузионных слоях стали 40 при ее нитроцементации в высокоактивной пасте на основе желтой кровяной соли и аморфного углерода. Способ позволяет получить на поверхности стали графитизированный слой толщиной 0,2...0,3 мм с содержанием графита от 2 до 5 %.

К недостаткам данного способа также следует отнести необходимость применения специального оборудования для приготовления и нанесения пасты на детали и проведения азотирования и цементации при повышенных температурах, малый припуск на износ вследствие малой толщины диффузионного слоя, применение специальной пасты для насыщения азотом и углеродом для реализации технологического процесса по данному способу.

Существует способ ступенчатой изотермической цементации в области температур полиморфных превращений в стали [5]. Способ включает в себя нагрев, цементацию в течение 2 ч при температуре насыщения выше A_{c3} (920...940 °С), подстуживание до температуры полиморфного превращения A_{r1} (727 + 10) °С, выдержку при данной температуре в течение 2 ч.

Охлаждение цементируемых деталей после аустенизации до диапазона температур полиморфного превращения способствует ускорению проникновения углерода вглубь материала за счет повышения скорости диффузии в области температур полиморфного превращения [6, 7]. Эффективная глубина цементации

по данному способу достигает 0,9...1,0 мм, при этом структура слоя имеет характер, присущий структурам цементованных слоев, полученных при изотермической и термоциклической цементациях.

Цель работы — сокращение продолжительности и упрощение технологического процесса графитизации вследствие применения имеющегося оборудования и получение качественного цементованного, а затем и графитизированного слоя с высокими стабильными антифрикционными характеристиками.

Для получения качественных и количественных характеристик графитизированного слоя исследован процесс науглероживания стали марки Ст3 (ГОСТ 380—2005) в среде твердого карбюризатора (ГОСТ 2407—83). Науглероживание осуществляли в металлических ящиках, герметизируемых огнеупорной глиной по режиму: нагрев в насыщающей среде до температуры выше A_{c3} , выдержка при данной температуре, охлаждение вместе с печью до температуры в области A_{r3} ... A_{r1} и выдержка при данной температуре (рис. 1).

После науглероживания образцы разрезали и готовили микрошлифы для определения глубины науглероженного слоя. Глубину науглероженной зоны измеряли на металлографическом микроскопе ММР-2Р при увеличении 100 на микрошлифах, изготовленных по

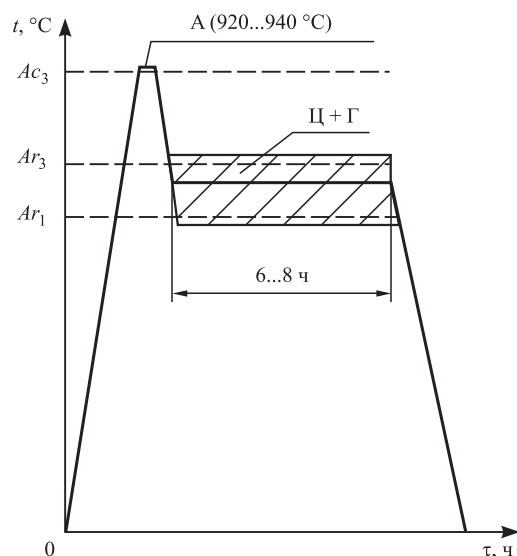


Рис. 1. Режим графитизации с предварительной цементацией при изотермической выдержке в области температур пред- и послеполиморфного превращения:

A — аустенизация; Ц — цементация; Г — графитизация

ГОСТ 1763—68. Также измеряли микротвердость поверхностного слоя образцов после дополнительной термической обработки по режиму: закалка с температуры 860 °С и отпуск при 220 °С. Измерения проводили с помощью микротвердомера ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 9450—76. За глубину науглероженного слоя принимали расстояние от поверхности образца до ферритно-перлитной структуры, соответствующей центральной части образца или до значений микротвердости, соответствующих микротвердости центральной части образца.

На рис. 2 представлены результаты измерения микротвердости науглероженного слоя в зависимости от расстояния от поверхности образца после аустенизации при 920...940 °С, 20 мин, подстуживания до 720 °С и различной выдержке.

Из рис. 2 видно, что в результате аустенизации стали в среде карбюризатора глубина науглероженного слоя составляет ~0,4 мм. Последующая выдержка при 720 °С в течение 2 ч вызывает увеличение глубины и микротвердости науглероженного слоя, что связано с формированием в поверхностном слое стали цементита.

Дальнейшее повышение времени выдержки до 8 ч приводит к уменьшению микротвердости практически до исходного состояния, что

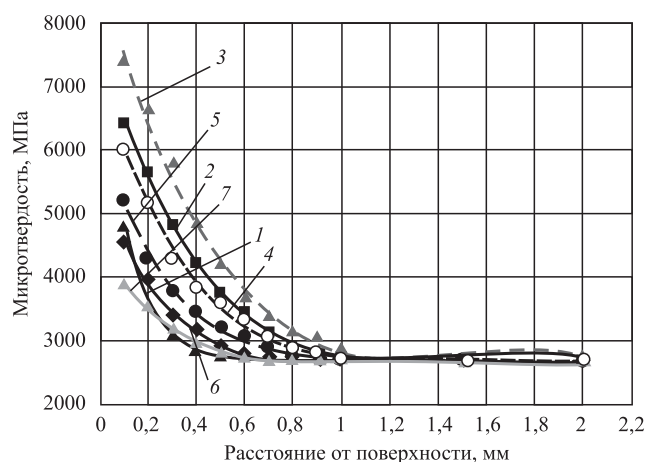


Рис. 2. Изменение микротвердости науглероженного слоя в зависимости от расстояния от поверхности после аустенизации при 920...940 °С, 20 мин, подстуживания до 720 °С и выдержки:

1 — 0 ч; 2 — 1 ч; 3 — 2 ч; 4 — 3,5 ч; 5 — 5 ч; 6 — 6 ч; 7 — 8 ч

обусловлено образованием графита на структурных вакансиях [8], образующихся в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ -перестройки и распада метастабильного цементита.

Физическая сущность предлагаемого способа графитизации заключается в том, что формирование графитовых включений в интервале температур двухфазного неравновесного состояния (феррит—аустенит) обусловлено, во-первых, образованием структурных вакансионных комплексов и, во-вторых, заполнением их атомами углерода, так как диффузия углерода, особенно при наличии феррита, существенно выше, чем самодиффузия железа [9].

Исследование микроструктуры стали, науглероженной по режиму: нагрев до 920...940 °С, выдержка 20 мин, подстуживание до 720 °С, выдержка 2 ч и охлаждение с печью до комнатной температуры вызывает образование на поверхности цементованного слоя глубиной ~0,9 мм (рис. 3).

Обработка по режиму: нагрев до 920...940 °С, выдержка 20 мин, подстуживание до 720 °С и выдержка 6 ч приводит к появлению в поверхностном слое глубиной ~0,9 мм включений графита размером около 10...50 мкм (рис. 4).

Проведение всех этапов технологического процесса поверхностной графитизации с применением цементации в области температур полиморфных превращений позволяет со-

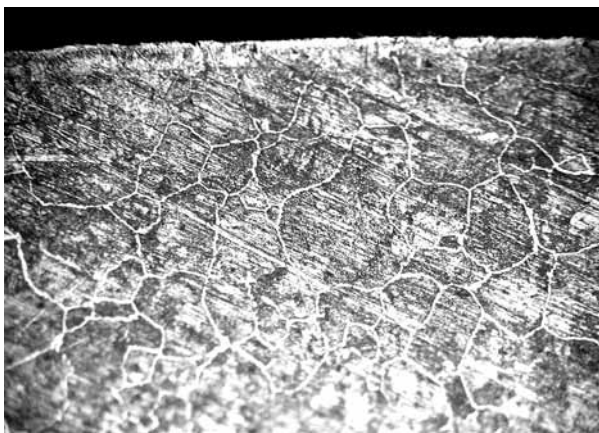
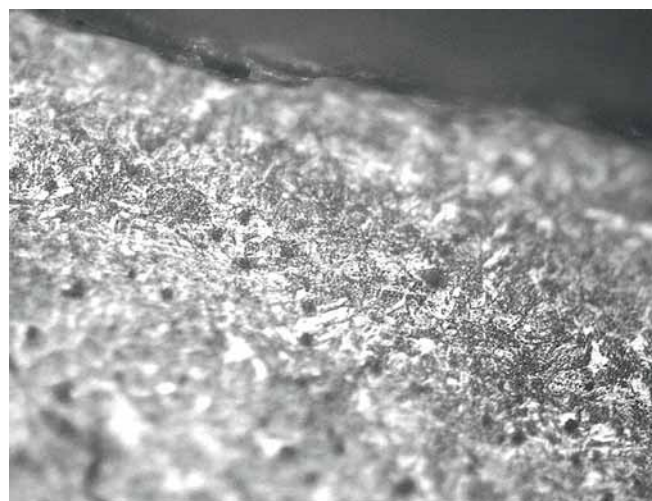
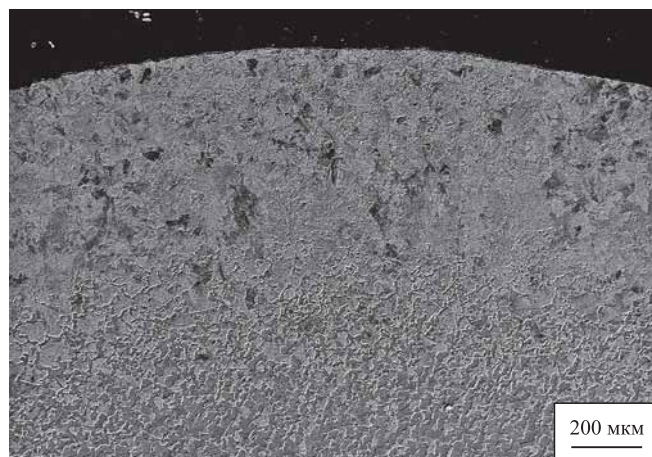


Рис. 3. Эвтектоидная и доэвтектоидная зоны на поверхности стали, науглероженной по режиму ($\times 250$):

нагрев до 920...940 °С, выдержка 20 мин, подстуживание до 720 °С, выдержка 2 ч и охлаждение с печью до комнатной температуры



a)



б)

Рис. 4. Включения графита (*a*) и графитизированный слой (*б*) на поверхности стали, науглероженной по режиму:

нагрев до 920...940 °С, выдержка 20 мин, подстуживание до 720 °С, выдержка 6 ч и охлаждение с печью до комнатной температуры; *a* — $\times 250$; *б* — электронный микроскоп

кратить время цементации в 1,5—2,0 раза при достижении глубины слоя, аналогичной глубине, достигаемой при изотермической цементации при температуре выше A_{c3} (920...940 °С), и время графитизирующей выдержки, уменьшить затраты на энергоресурсы благодаря использованию ускоренной цементации и последующей графитизации с применением существующего оборудования.

На основании исследований получен патент [10] на процесс поверхностной графитизации низкоуглеродистых сталей, совмещенный с поверхностной цементацией в области температур полиморфного превращения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуляев А.П.** Металловедение: учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. 588 с.
2. **Производство** зубчатых колес газотурбинных двигателей / Ю.А. Елисеев, В.В. Крымов, И.П. Нежурин и др.; под ред. Ю.С. Елисеева. М.: Высшая школа, 2001. 493 с.
3. **Летов С.С.** Исследование графитизации кремнистых сталей при цементации в карбонатно-сажевых карбюризаторах: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Курск, 2004.
4. **Летова О.В.** Поверхностная графитизация конструкционных сталей при двухступенчатой нитроцементации: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Курск, 2012.
5. **Способ** цементации со ступенчатыми изотермическими выдержками в области температур полиморфного превращения: пат. 2463380 Рос. Федерация / Б.В. Фокин, А.П. Навоев. № 2011124223/02; заявл. 15.06.2011; опубл. 10.10.2012, Бюл. № 28.
6. **Саонов Б.Г.** Экстремальная диффузионная активность в стали в состоянии предпревращения //

Металловедение и термическая обработка металлов. 1990. № 7. С. 13—15.

7. **О состоянии предпревращения** металлов и сплавов: методика и результаты экспериментальных исследований и практических разработок / И.В. Тихонова, О.В. Кузовлева, А.Е. Гвоздев // Электронное издание № 17583 от 27.10.2009. № гос. Рег. 0320902220.
8. **Новиков И.И.** Фазовые превращения в кристаллических телах (современное состояние проблемы) // Инженерно-физический журнал. 1980. Т. 39. № 6. С. 11180—1132.
9. **Бокштейн Б.С.** Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. 248 с.
10. **Пат. 2695858.** Способ графитизации низкоуглеродистых сталей, совмещенный с предварительной цементацией в области температур полиморфного превращения / Б.В. Фокин, А.А. Жуков, А.П. Навоев.

*Борис Викторович Фокин, канд. техн. наук,
bv.fokin@yandex.ru;*

*Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук;
Лейла Александровна Хасанова, канд. техн. наук;
Андрей Павлович Навоев*



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



СПРАВОЧНИК ТЕХНОЛОГА

Под общей редакцией А.Г. Сулова

Цена 9500 руб.

2019 г. 800 с.

За последние 40 лет впервые издан совершенно новый Справочник технолога. В его написании приняли участие 69 докторов и кандидатов технических наук из 17 регионов Российской Федерации. В книге приведен справочный материал, необходимый технологу при разработке технологических процессов изготовления деталей и сборки узлов. Последовательность изложения справочного материала соответствует методологии технологической подготовки производства. Изложен справочный материал по производству заготовок, назначению припусков, базированию, технологическим способам обработки заготовок, обеспечению качества деталей и сборочных единиц, методике разработки технологических процессов, обработке заготовок, в том числе на станках с ЧПУ и обрабатывающих центрах, и сборке изделий машиностроения и авиадвигателестроения.

Приведена нормализованная технологическая документация для разработки технологических процессов. Впервые изложена методология технологической подготовки цифровых производств.

Для инженерно-технических работников промышленных предприятий, студентов, аспирантов и преподавателей технических вузов.

ПРИОБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ

по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU

Т.В. Нуждина, М.Н. Чеэрова, М.К. Чегуров, А.Е. Басова
(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева)

Влияние обработки импульсным магнитным полем на микроструктуру и внутренние напряжения стали S700

Рассмотрено влияние обработки импульсным магнитным полем в зависимости от исходного режима термической обработки быстрорежущей стали S700 на микроструктуру, макро- и микро-напряжения, выявленные рентгеноструктурным методом.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь S700; обработка импульсным магнитным полем; микроструктура; макронапряжения; микронапряжения.

The effect of pulsed magnetic field treatment depending on the initial heat treatment regime of high-speed steel S700 on the microstructure, the macro- and microstresses detected by the X-ray diffraction method is considered.

Keywords: high-speed steel S700; pulsed magnetic field treatment; microstructure; macrostresses; microstresses.

При изготовлении металлоизделий в материале неравномерно распределяется некоторое количество избыточной энергии, обусловленной концентрацией внутренних и поверхностных напряжений и приводящей к возрастанию вероятности разрушения. Известно, что применяя *обработку импульсным магнитным полем* (ОИМП), можно уменьшить избыточную энергию материала и снизить вероятность поломки.

В результате "электромагнитного встряхивания" осуществляется перевод системы в новое структурное состояние (на уровне дефектов и дефектных комплексов) через промежуточное неустойчивое состояние с повышенной свободной энергией. При воздействии импульсным магнитным полем, энергия взаимодействия которого с магнитными моментами в конденсированных средах меньше тепловой, наблюдаются изменения твердости, износостойкости сталей, параметров решетки мартенсита, уровня микронапряжений 1-го рода, выделение мелкодисперсных фаз-упрочнителей [1].

Использование ОИМП особенно актуально при изготовлении инструментов из быстрорежущих сталей. Представляет интерес также изучение влияния ОИМП на уровень напряженного состояния материала (в частности на микро- и макронапряжения), который во многом определяет работоспособность инструмента.

Цели работы:

1) исследование влияния параметров режима ОИМП на структуру и уровень микро- и макронапряжений быстрорежущей стали S700 концерна Böhler, для которой характерен наиболее высокий комплекс свойств (красностойкость, износостойкость, прочность на сжатие) среди представленных данным производителем быстрорежущих сталей. В литературе достаточно широко освещены вопросы влияния ОИМП на стали традиционных марок, сведения по стали S700 отсутствуют;

2) выбор режима ОИМП, позволяющего снизить уровень напряженного состояния в термоупрочненной стали S700.

Объект исследования — быстрорежущая сталь S700 концерна Böhler, химический состав которой представлен в табл. 1.

Эксперимент проводили на образцах цилиндрической формы диаметром 7 мм из исследуемой стали, термообработанных по режимам, наиболее часто применяемым в инструментальном производстве (табл. 2).

Термообработанные образцы были подвергнуты воздействию импульсного магнитного поля на установке ОИМП-101 при следующих параметрах обработки: емкость конденсатора 10 мкФ; время обработки $\tau = 1$ и 4 мин; частота прохождения магнитного импульса $f = 1$ и 5 Гц; напряженность поля 42 МА/м.

1. Химический состав стали S700 по DIN HS10-4-3-10, % мас.

C	Cr	W	V	Co	Mo	Mn	Si	P	S
1,3...1,31	4,0...4,2	6,4...10,1	3,0...3,3	8,5...10,0	3,0...5,0	0,3...0,4	0,2...0,45	0,024	0,005

2. Режимы термической обработки

Номер режима ТО	Температура закалки, °C	Режим отпуска		
		Температура, °C	Кратность	Время, мин
1	1220	550	3	60
2		400 560	1 2	60
3		600	2	20

На образцах до и после ОИМП проводили металлографические и рентгеновские исследования.

Микроструктуру исследовали на микроскопе Neophot при увеличении 1000. Количественный микроанализ, включающий в себя определение площади, занятой карбидной фазой, выполняли с использованием компьютерной программы SIAMS Photolab.

Рентгеноструктурный анализ использовали для определения состава карбидных фаз, содержания углерода в мартенсите, напряжений 2-го рода (микронапряжений) и напряжений 1-го рода (макронапряжений). Съёмку проводили на установке ДРОН-2 в железном K_{α} -излучении.

Фазовый состав карбидов определяли сравнением экспериментальных и приведенных в справочной литературе межплоскостных расстояний соответствующих карбидов.

Содержание углерода в мартенсите, а также микро- и макронапряжений определяли по методике Горелика [2].

Микронапряжения оценивали методом аппроксимации по относительной деформации (микродоформации) решетки $\Delta a/a$, приводящей к уширению интерференционных линий на рентгенограмме. Поскольку в реальном металле уширение линии вызывается не только микронапряжением, но и размером блоков мозаики, то первоначально устанавливали части истинного физического уширения линии от указанных факторов, после чего значение $\Delta a/a$ находили по формуле

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{n}{4 \operatorname{tg} \theta},$$

где n — истинное физическое уширение линии, вызванное микронапряжением.

Величину $\Delta a/a$ определяли по линии с большими индексами (211).

Поскольку рентгеновские лучи проникают в образец на глубину порядка десятка микрометров, т.е. на малую часть его толщины, можно считать, что в этом тонком приповерхностном слое $\sigma_3 \approx 0$, а напряженное состояние определяется суммой главных напряжений $\sigma_1 + \sigma_2$, действующих в плоскости поверхности. Оценку макронапряжений проводили для линии (110) α -Fe по формуле

$$\sigma_1 + \sigma_2 = - \left(\frac{d - d_0}{d_0} \right) \frac{E}{\mu},$$

где d — межплоскостное расстояние образца после изучаемого режима термической обработки; d_0 — межплоскостное расстояние образца-эталоны; μ — коэффициент Пуассона; E — модуль упругости.

В качестве эталона использовали образец стали S700 в отожженном состоянии.

Результаты исследований. Микроструктура стали после исследованных режимов ТО и ОИМП представляет собой мартенсит отпуска и карбиды (рис. 1).

Количественный микроанализ показал, что после проведения ОИМП площадь, занятая карбидами, увеличивается в среднем в 1,5—2 раза для всех режимов ТО. На рис. 2 представлено распределение карбидов по размерам (по площади) до и после ОИМП для образцов, термообработанных по режиму № 3. Из рис. 2 следует, что проведение ОИМП приводит к увеличению количества карбидов не-

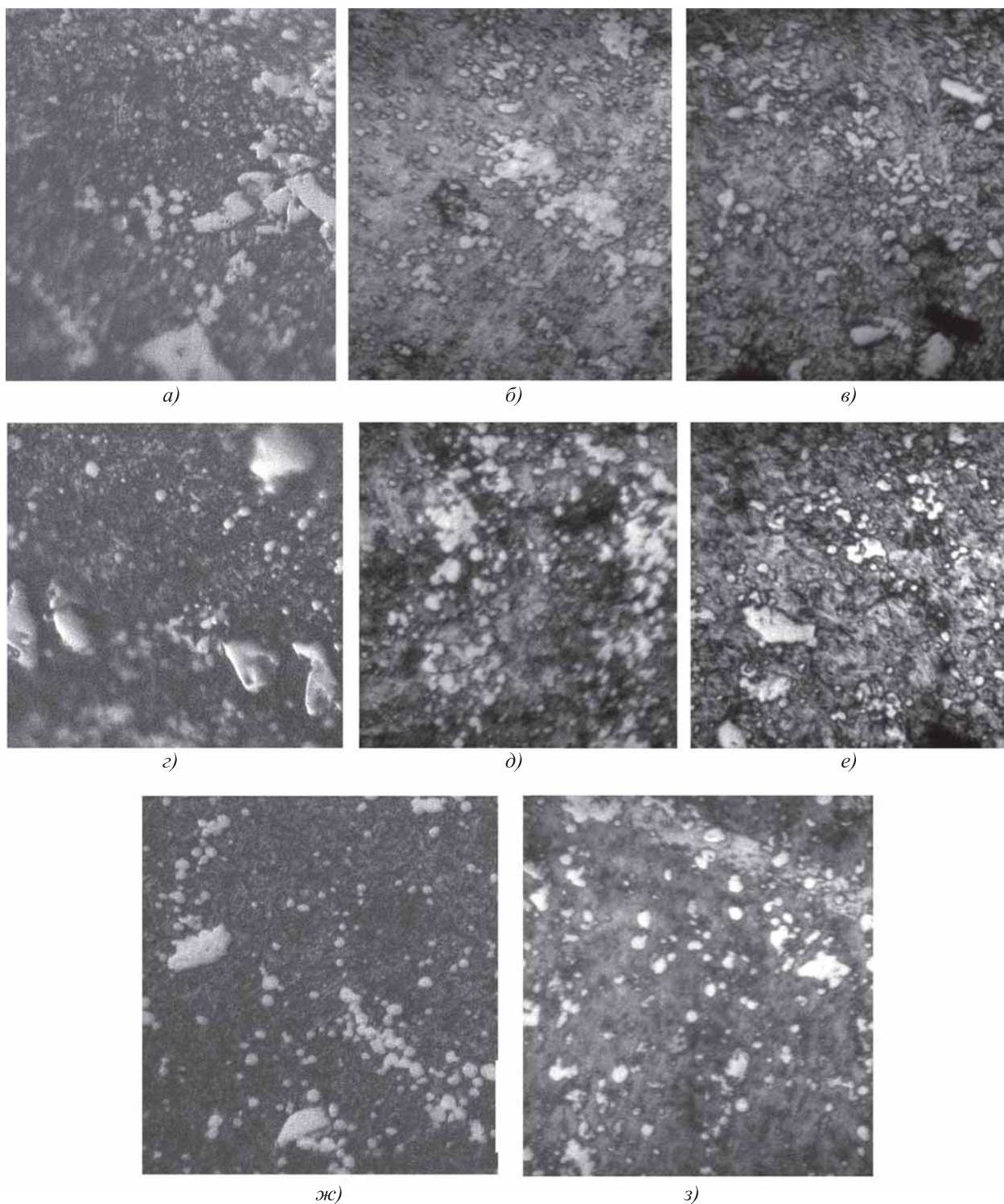


Рис. 1. Микроструктуры стали S700 после различных режимов ТО ($\times 1000$):

a–в – ТО № 1; *г–е* – ТО № 2; *ж, з* – ТО № 3; *a, г, ж* – без ОИМП; *б, д, з* – ОИМП, 4 мин, 5 Гц; *в* – ОИМП, 1 мин, 1 Гц; *е* – ОИМП, 4 мин, 1 Гц

больших размеров от 7 до 14 мкм^2 , количество более крупных карбидов от 28 мкм^2 практически не изменяется.

Фазовый состав стали после исследуемых режимов термообработки представляет собой

α -твердый раствор, в котором присутствуют карбиды различных видов $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, Cr_7C_3 , V_2C , VC , W_2C и др. Последующая ОИМП, в зависимости от исходного режима ТО, вызывает образование новых (Mo_2C) и изменение коли-

Число карбидов
в размерной группе

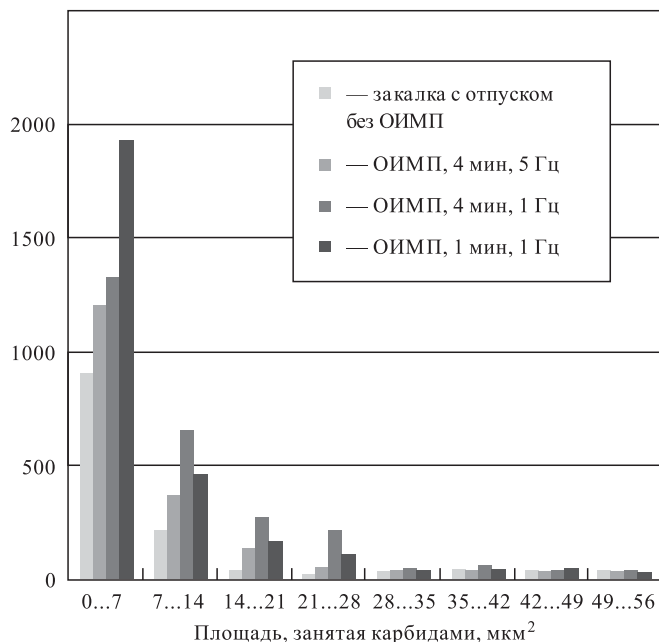


Рис. 2. Распределение карбидов по размерам (площади) до и после ОИМП

чества уже имеющихся (W_2C , WC , VC , Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$) карбидов. Закономерности в изменении фазового состава от параметров ОИМП не установлены.

Результаты расчета микронапряжений для стали S700, подвергнутой различным режимам ТО и ОИМП, представлены на рис. 3, а.

Из рис. 3, а следует, что использование ОИМП приводит к уменьшению микронапряжений. Это

можно объяснить происходящими в структуре стали релаксационными процессами [3], в частности, потерей когерентности карбидной фазы с матрицей, связанной с выходом углерода из пересыщенного твердого раствора в карбиды.

В результате дополнительно проведенных исследований по определению содержания углерода в мартенсите установлено, что после ОИМП количество углерода в отпущенном мартенсите уменьшается от 0,27 % (до ОИМП) до 0,22 % (после ОИМП). В то же время, согласно данным микроструктурного и рентгеноструктурного анализа, количество карбидной фазы растет — увеличивается площадь, занятая карбидами, изменяется фазовый состав стали (образуются новые карбиды).

В работе [4] отмечено, что релаксация пиков напряжений, снижение общего уровня микронапряжений может происходить не только в результате диффузионных процессов при распаде мартенсита, но и за счет дислокационных перестроек (дислокации перемещаются из областей с их максимальной плотностью, способствуя более равномерному распределению).

Рентгеноструктурный анализ показал, что при исследуемых режимах ТО на поверхности наблюдаются сжимающие напряжения. На рис. 3, б представлено влияние режима ТО и ОИМП на относительное изменение уровня макронапряжений $\sigma_{отн}$, определенное как отношение макронапряжений после проведения ОИМП к их значению до ОИМП.

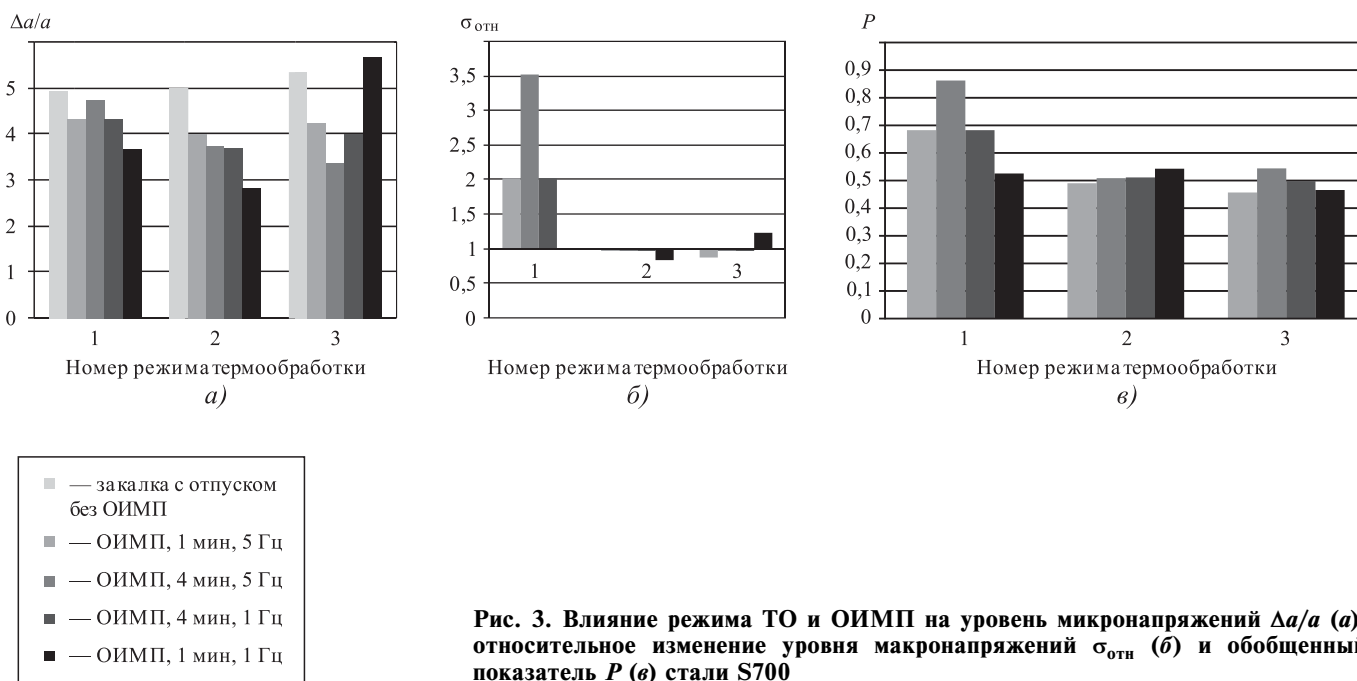


Рис. 3. Влияние режима ТО и ОИМП на уровень микронапряжений $\Delta a/a$ (а), относительное изменение уровня макронапряжений $\sigma_{отн}$ (б) и обобщенный показатель P (в) стали S700

Проведение ОИМП после ТО практически не влияет на уровень макронапряжений. Исключение составляют только образцы, подвергнутые ТО по режиму № 1, в которых после ОИМП наблюдается дополнительное увеличение благоприятных сжимающих напряжений, при этом максимальный эффект от проведения ОИМП достигается при $f = 5$ Гц и $\tau = 4$ мин. Данный факт согласуется с результатами работы [5], в которой отмечен высокий уровень макронапряжений, возникающий под действием на инструмент изменений внешнего магнитного поля. Согласно оценкам авторов, он превышает прочность быстрорезов, не вызывая разрушения инструмента благодаря преобладанию в напряженном состоянии всестороннего сжатия и протеканию релаксационных процессов.

Для определения параметров ОИМП для каждого режима ТО, обеспечивающего минимальные микронапряжения и достаточный уровень благоприятных напряжений сжатия, использовали обобщенный показатель P (среднее геометрическое из исследуемых параметров), рассчитываемый по методике Новика [6]:

$$P = \sqrt[n]{p_1 p_2 \dots p_n} = \sqrt{\sigma_{\text{отн}} (\Delta a/a)^{-1}}.$$

Результаты расчета обобщенного показателя P представлены на рис. 3, в. Максимальные значения P достигаются при следующих параметрах ОИМП:

- 1) $\tau = 4$ мин и $f = 5$ Гц для ТО по режиму № 1;
- 2) $\tau = 1$ мин и $f = 1$ Гц для ТО по режиму № 2;
- 3) $\tau = 4$ мин и $f = 5$ Гц для ТО по режиму № 3.

Выводы

1. Определен фазовый состав стали S700 после термообработки по режимам, наиболее распространенным в инструментальном производстве. Последующая ОИМП оказывает влияние на фазовый состав стали — наблюдается образование новых (Mo_2C) и изменение количества уже имеющихся (W_2C , WC , VC , Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6) карбидов.

2. Проведение ОИМП после окончательной термообработки вызывает снижение уровня микронапряжений в исследуемой стали за счет протекания релаксационных процессов, выхода углерода из пересыщенного твердого раствора в карбиды.

3. Рассмотренные режимы ТО способствуют формированию на поверхности благоприятных

напряжений сжатия. Последующая ОИМП практически не вызывает изменения уровня и знака макронапряжений; значительное их увеличение наблюдается только в некоторых образцах, термообработанных по режиму № 1.

4. Предложены параметры ОИМП для каждого режима ТО, используемого в производстве, обеспечивающие наиболее благоприятное напряженное состояние стали S700:

- 1) для ТО по режиму № 1 — ОИМП при $\tau = 4$ мин и $f = 5$ Гц;
- 2) для ТО по режиму № 2 — ОИМП при $\tau = 1$ мин и $f = 1$ Гц;
- 3) для ТО по режиму № 3 — ОИМП при $\tau = 4$ мин и $f = 5$ Гц.

Результаты работы позволяют считать, что с помощью ОИМП возможно управлять характеристиками и свойствами сталей: снизить уровень внутренних напряжений или создать и повысить сжимающие напряжения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследование** влияния обработки в импульсном магнитном поле на свойства стали 4X5MФ1С / А.Г. Гвоздев, И.П. Бородин, Л.И. Гвоздева, Т.В. Сушкова // Сборник трудов V междунар. конф. "Прочность и разрушение материалов и конструкций". Оренбург. 2008. Т. 1. С. 370—373.
2. **Горелик С.С., Скаков Ю.А.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. 328 с.
3. **Дубинский В.Н.** Влияние обработки импульсным магнитным полем на состояние закаленной стали 40 // *Материаловедение и металлургия: труды НГТУ*. 2006. Т. 57. С. 129—132.
4. **Воробьев Р.А., Дубинский В.Н.** Влияние обработки импульсным магнитным полем на твердость и трещиностойкость инструментальной заэвтектоидной стали // *Физика металлов и материаловедение*. 2014. Т. 115. № 8. С. 858—861.
5. **Колеров О.К., Трухов А.П., Логвинов А.Н.** К магнитно-импульсной обработке быстрорежущих сталей // *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. 2004. № 1. С. 85—88.
6. **Комарова Т.В., Чеэрова М.Н.** Организация эксперимента в материаловедении и термообработке: учебник. Нижний Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексева, 2010. 284 с.

Татьяна Валентиновна Нуждина, канд. техн. наук,
vegass.80@mail.ru;

Маргарита Николаевна Чеэрова, канд. техн. наук;
Михаил Константинович Чегуров, канд. техн. наук;

Анна Евгеньевна Басова

Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки по ГОСТ 4784—2019*

1. **Область применения.** ГОСТ 4784—2019 распространяется на алюминий и деформируемые алюминиевые сплавы, предназначенные для изготовления полуфабрикатов (лент в рулонах, листов, кругов-дисков, плит, полос, прутков, профилей, панелей, шин, труб, катанки, проволоки, поковок и штампованных поковок) методом горячей или холодной деформации, а также слябов и слитков.

2. Общие требования.

2.1. Марки и химический состав алюминия должны соответствовать приведенным в табл. 1.

2.1.1. Отношение содержания железа к кремнию в марках алюминия должно быть не менее 1.

2.1.2. Фактическое содержание алюминия в приведенных марках алюминия и алюминиевых сплавов определяют разностью между 100 % и суммой всех определяемых элементов, выраженных с точностью до второго десятичного знака.

2.1.3. При определении марки алюминия содержание титана, введенного в качестве модификатора, не учитывают в сумме примесей.

2.2. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы алюминий—медь—магний (Al—Cu—Mg) и алюминий—медь—марга-

нец (Al—Cu—Mn) должны соответствовать приведенным в табл. 2.

2.3. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы алюминий—марганец (Al—Mn) должны соответствовать приведенным в табл. 3.

2.4. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы алюминий—кремний (Al—Si) должны соответствовать приведенным в табл. 4.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **EN 573-3:2013.** Алюминий и алюминиевые сплавы. Химический состав и виды деформируемых полуфабрикатов. Часть 3. Химический состав и виды полуфабрикатов (Aluminum and aluminum alloys — Chemical composition and form of wrought products — Part 3: Chemical composition and form of products).

2. **ISO 209:2007.** Алюминий и алюминиевые сплавы. Химический состав (Aluminium and aluminium alloys — Chemical composition).

3. **Международные** обозначения и пределы химических составов деформируемого алюминия и деформируемых алюминиевых сплавов ("International Alloy Designation and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys", 2018. The Aluminum Association Inc. USA 1525 Wilson Boulevard Suite 600 Arlington. VA 22209 USA, www.aluminum.org).

* Дата введения 1 сентября 2019 г.

1. Марки и химический состав алюминия

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %													Плотность, кг/дм ³
Буквенное	Цифровое	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Дополнительные указания		Прочие элементы		Al, не менее	
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Каждый	Сумма				
АД000	—	0,15	0,15	0,03	0,02	0,02	—	0,06	0,02	—	—	0,02	—	99,80	2,70
АД00	1010	0,20	0,25	0,03	0,03	0,03	—	0,07	0,03	—	—	0,03	—	99,70	2,70
АД00Е	1010Е	0,10	0,25	0,02	0,01	0,02	0,01	0,04	—	0,02 В 0,02 (Ti + V)	—	0,02	0,10	99,70	2,70
АД0	1011	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	—	0,07	0,05	—	—	0,03	—	99,50	2,71
АД0Е	1011Е	0,10	0,40	0,05	0,01	—	0,01	0,05	—	0,05 В 0,02 (Ti + V)	—	0,03	0,10	99,50	2,71
АД1	1013	0,3	0,3	0,05	0,025	0,05	—	0,1	0,15	—	—	0,05	—	99,30	2,71
АД1пл	—	0,60 (Si + Fe)	0,60 (Si + Fe)	0,05	0,025	0,05	—	0,1	0,15	—	—	0,02	—	99,30	2,71
АД	1015	1,0 (Si + Fe)	1,0 (Si + Fe)	0,1	0,1	—	—	0,10	0,15	—	—	0,05	0,15	99,0	2,71
Марки алюминия по [1]															
EN AW-Al 99,0Cu	EN AW-1100	0,95 (Si + Fe)	0,95 (Si + Fe)	0,05...0,20	0,05	—	—	0,10	—	—	0,0003 Be	0,05	0,15	99,00	2,71
EN AW-Al 99,35	EN AW-1235	0,65 (Si + Fe)	0,65 (Si + Fe)	0,05	0,05	0,05	—	0,10	0,06	—	0,05 V	0,03	—	99,35	2,71
Марки алюминия по [2]															
AW-Al 99,6	AW-1060 A	0,25	0,35	0,05	0,03	0,03	—	0,05	0,03	—	0,05 V	0,03	—	99,60	2,71
AW-Al 99,7	AW-1070 A	0,20	0,25	0,03	0,03	0,03	—	0,07	0,03	—	—	0,03	—	99,70	2,70
AW-Al 99,8	AW-1080 A	0,15	0,15	0,03	0,02	0,02	—	0,06	0,02	0,03 Ga	—	0,02	—	99,80	2,70
AW-Al 99,0	AW-1200	1,0 (Si + Fe)	1,0 (Si + Fe)	0,05	0,05	—	—	0,10	0,05	—	—	0,05	0,15	99,00	2,70
AW-E-Al 99,5	AW-1350 A	0,10	0,40	0,05	0,01	—	0,01	0,05	—	0,05 Be 0,03 Ga 0,02 (Ti + V)	—	0,03	0,10	99,50	2,71
AW-E-Al 99,7	AW-1370	0,10	0,25	0,02	0,01	—	0,01	0,04	—	0,02 Be 0,03 Ga 0,02 (Ti + V)	—	0,02	0,10	99,70	2,70
Марки алюминия по [3]															
—	1050	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	—	0,05	0,03	—	0,05 V	0,03	—	99,50	2,70
—	1060	0,25	0,35	0,05	0,03	0,03	—	0,05	0,03	—	0,05 V	0,03	—	99,60	2,70
—	1070	0,20	0,25	0,04	0,03	0,03	—	0,04	0,03	0,0003 Be 0,05 V	—	0,03	—	99,70	2,70
—	1080	0,15	0,15	0,03	0,02	0,02	—	0,03	0,03	0,03 Ga 0,05 V	—	0,02	—	99,80	2,70
—	1145	0,55 (Si + Fe)	0,55 (Si + Fe)	0,05	0,05	0,05	—	0,05	0,03	—	0,05 V	0,03	—	99,45	2,70

Примечания: 1. В алюминии марки АД0 для листовых заготовок, подвергаемых дальнейшей формовке, допускается введение Ti до 0,15 %.
2. В алюминии марок EN AW-1100 и 1070 максимальное содержание Be приведено только для прутков.

2. Марки и химический состав алюминиевых сплавов систем Al—Cu—Mg и Al—Cu—Mn

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %													Плотность, кг/дм ³
Буквенное	Цифровое	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Дополнительные указания	Прочие элементы		Al	
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni		Каждый	Сумма		
—	1105	3,0	1,5	2,0...5,0	0,3...1,0	0,4...2,0	—	1,0	—	0,2	0,2 (Ti + Cr + Zr)	0,05	0,2	2,80	
Д1	1110	0,20...0,8	0,7	3,5...4,8	0,40...1,0	0,40...0,8	0,10	0,3	0,15	—	0,20 (Ti + Zr)	0,05	0,15	2,80	
Д1ч	—	0,5	0,4	3,8...4,8	0,4...0,8	0,4...0,8	—	0,3	0,1	0,1	0,7 (Fe + Si)	0,05	0,1	2,80	
АК4	1140	0,5...1,2	0,8...1,3	1,9...2,5	0,2	1,4...1,8	—	0,3	0,1	0,8...1,3	—	0,05	0,1	2,77	
АК4-1	1141	0,35	0,8...1,4	1,9...2,7	0,2	1,2...1,8	0,1	0,3	0,02...0,10	0,8...1,4	—	0,05	0,1	2,80	
АК4-1ч	1142	0,10...0,25	0,9...1,3	1,9...2,7	—	1,3...1,8	—	0,10	0,04...0,10	0,9...1,2	—	0,05	0,15	2,80	
АК4-2ч	1143	0,1...0,25	0,4...0,7	2,0...2,6	0,1	1,2...1,8	0,1	0,1	0,05...0,1	0,4...0,7	0,1...0,25 Zr	0,05	0,1	2,77	
Д16	1160	0,50	0,50	3,8...4,9	0,30...0,9	1,2...1,8	0,10	0,25	0,15	—	0,20 (Ti + Zr)	0,05	0,15	2,77	
Д16ч	—	0,20	0,30	3,8...4,9	0,30...0,9	1,2...1,8	0,10	0,25	0,15	—	—	0,05	0,15	2,78	
—	1161	0,1	0,15	3,1...4,0	0,2...0,8	1,2...1,8	—	0,1	0,1	0,15	0,08...0,25 Zr	—	0,1	2,76	
—	1163	0,1	0,15	3,8...4,5	0,4...0,8	1,2...1,6	—	0,1	0,01...0,07	0,05	—	0,05	0,1	2,77	
В65	1165	0,25	0,2	3,9...4,5	0,3...0,5	0,15...0,30	—	0,1	0,1	—	—	0,05	0,1	2,80	
ВД1	—	1,0	1,0	2,0...5,0	0,3...0,8	0,4...1,6	—	0,7	—	—	0,2 (Ti + Cr + Zr) 0,2 Ni	0,05	2,0	2,80	
ВД17	1170	0,3	0,3	2,6...3,2	0,45...0,70	2,0...2,4	—	0,1	0,1	—	—	0,05	0,1	2,75	
Д18	1180	0,5	0,5	2,2...3,0	0,20	0,20...0,50	0,10	0,1	—	—	—	0,05	0,15	2,74	
Д19	1190	0,5	0,5	3,8...4,3	0,5...1,0	1,7...2,3	—	0,1	0,1	—	0,0002...0,005 Be	0,05	0,1	2,76	
Д19ч	—	0,2	0,3	3,8...4,3	0,4...0,9	1,7...2,3	—	0,1	0,1	—	0,0002...0,005 Be	0,05	0,1	2,76	
ВАД1 (Д24)	1191	0,2	0,3	3,8...4,5	0,35...0,8	2,3...2,7	—	0,1	0,03...0,10	—	0,07...0,2 Zr 0,0002...0,005 Be	0,05	0,1	2,76	
Д20	1200	0,3	0,3	6,0...7,0	0,4...0,8	0,05	—	0,1	0,1...0,2	—	0,2 Zr	0,05	0,1	2,84	
—	1201	0,20	0,30	5,8...6,8	0,20...0,40	0,02	—	0,10	0,02...0,10	—	0,10...0,25 Zr 0,05...0,15 V	0,05	0,15	2,85	
Д21	1210	0,3	0,3	6,0...7,0	0,4...0,8	0,25...0,45	—	0,1	0,1...0,2	—	—	0,05	0,1	2,84	
АК6	1360	0,7...1,2	0,7	1,8...2,6	0,4...0,8	0,4...0,8	—	0,3	0,1	0,1	—	0,05	0,1	2,75	
АК6ч	—	0,7...1,2	0,4	1,8...2,6	0,4...0,8	0,4...0,8	—	0,3	0,1	0,1	—	0,05	0,1	2,75	
АК6-1	—	0,7...1,2	0,7	1,8...2,6	0,4...0,8	0,4...0,8	0,01...0,2	0,3	0,02...0,1	0,1	0,7 (Fe + Ni)	0,05	0,1	2,75	
АК8	1380	0,50...1,2	0,7	3,9...5,0	0,40...1,0	0,20...0,8	0,10	0,25	0,15	—	0,20 (Ti + Zr)	0,05	0,15	2,80	
АКМ	—	0,8...2,2	1,0	1,2...2,6	0,2...0,8	0,8...1,4	0,2	1,0	0,2	0,1	—	—	2,0	2,77	

Окончание табл. 2

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %											Плотность, кг/дм ³					
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Дополнительные указания	Прочие элементы						
												Каждый		Сумма				
Буквенное	Цифровое																Al	
Марки алюминиевых сплавов по [2]																		
AW-Al Cu6BiPb	AW-2011	0,40	0,7	5,0...6,0	—	—	—	0,30	—	—	0,20...0,6 Bi 0,20...0,6 Pb	0,05	0,15	0,05	0,15	Остаточное		2,83
AW-Al Cu4SiMg	AW-2014	0,50...1,2	0,7	3,9...5,0	0,40...1,2	0,20...0,8	0,10	0,25	0,15	—	0,20 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,05	0,15			2,80
AW-Al Cu4SiMg	AW-2014 A	0,50...0,9	0,50	3,9...5,0	0,40...1,2	0,20...0,8	0,10	0,25	0,15	0,10	0,20 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,05	0,15			2,80
AW-Al Cu4MgSi	AW-2017	0,20...0,8	0,7	3,5...4,5	0,40...1,0	0,40...0,8	0,10	0,25	0,15	—	0,20 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,05	0,15			2,79
AW-Al Cu4MgSi	AW-2017 A	0,20...0,8	0,7	3,5...4,5	0,40...1,0	0,40...1,0	0,10	0,25	—	—	0,25 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,05	0,15			2,79
AW-Al Cu4MgI	AW-2024	0,50	0,50	3,8...4,9	0,30...0,9	1,2...1,8	0,10	0,25	0,15	—	0,20 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,05	0,15			2,78
AW-Al Cu4PbMg	AW-2030	0,8	0,7	3,3...4,5	0,20...1,0	0,50...1,3	0,10	0,50	0,20	—	0,20 Bi 0,8...1,5 Pb	0,10	0,30	0,10	0,30			2,81
AW-Al Cu2,5Mg	AW-2117	0,8	0,7	2,2...3,0	0,20	0,20...0,50	0,10	0,25	—	—	—	0,05	0,15	0,05	0,15			2,75
AW-Al Cu6Mn	AW-2219	0,20	0,30	5,8...6,8	0,20...0,40	0,02	—	0,10	0,02...0,10	—	0,05...0,15 V 0,10...0,25 Zr	0,05	0,15	0,05	0,15			2,84
<p>Примечания: 1. Сумму Ti и Zr ограничивают только в сплавах для прессованных и кованных полуфабрикатов по согласованию между изготовителем и потребителем.</p> <p>2. При изготовлении прессованных полуфабрикатов (панели и профили) из сплава марки П61 содержание элементов в сплаве устанавливают следующим: Cu от 3,35 до 3,85 %; Mg от 1,4 до 1,8 %; Mn от 0,4 до 0,7 %; Zr от 0,08 до 0,16 %; Ti от 0,03 до 0,07 %; Si не более 0,05 %; Ni не более 0,08 %; Cr не более 0,04 %; Zn не более 0,05 %; Fe от 0,0003 до 0,0008 %.</p>																		

3. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы Al—Mn

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %											Плотность, кг/дм ³
		Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Дополнительные указания	Прочие элементы		Al	
										Каждый	Сумма		
АМц	1400	0,6	0,2	1,0...1,5	0,2	—	0,10	0,1	—	0,05	0,15	Остальное	2,73
АМцС	1401	0,15...0,35	0,25...0,45	0,1	0,05	—	0,1	0,1	—	0,05	0,1	Остальное	2,73
ММ	1403	0,6	0,30	1,0...1,5	0,20...0,6	0,10	0,25	0,10	—	0,05	0,15	Остальное	2,72
Д12	1521	0,30	0,25	1,0...1,5	0,8...1,3	—	0,25	—	—	0,05	0,15	Остальное	2,72
Марки алюминиевых сплавов по [1]													
EN AW-AlMn1Mg1	EN AW-3004	0,30	0,25	1,0...1,5	0,8...1,3	—	0,25	—	—	0,05	0,15	Остальное	2,72
EN AW-Al Mn1	EN AW-3103	0,50	0,10	0,9...1,5	0,30	0,10	0,20	—	0,10 (Ti + Zr) 0,0003 Be	0,05	0,15	Остальное	2,73
EN AW-AlMn1(A)	EN AW-3103A	0,50	0,10	0,7...1,4	0,30	0,10	0,20	0,10	0,10 (Ti + Zr)	0,05	0,15	Остальное	2,72
EN AW-Al Mn1Mg1Cu	EN AW-3104	0,6	0,05...0,25	0,8...1,4	0,8...1,3	—	0,25	0,10	0,05 V	0,05	0,15	Остальное	2,72
Марки алюминиевых сплавов по [2]													
AW-Al Mn1Cu	AW-3003	0,6	0,05...0,20	1,0...1,5	—	—	0,10	—	—	0,05	0,15	Остальное	2,73
AW-Al Mn1Mg0,5	AW-3005	0,6	0,30	1,0...1,5	0,20...0,6	0,10	0,25	0,10	—	0,05	0,15	Остальное	2,73
AW-Al Mn0,5Mg0,5	AW-3105	0,6	0,30	0,30...0,8	0,20...0,8	0,20	0,40	0,10	—	0,05	0,15	Остальное	2,72

Примечания: 1. В сплаве марки АМц для листовых заготовок, подвергаемых дальнейшей формовке, допускается введение Ti до 0,2 %.

2. Отношение содержания Fe к Si в сплаве марки АМцС должно быть больше 1.

3. В сплаве марки EN AW-3103 максимальное содержание Be приведено только для прутков и электродов.

4. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы Al—Si

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %											Плотность, кг/дм ³			
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Прочие элементы			Al		
											Каждый	Сумма				
СИЛ2С	—	8,5...9,5	0,2	0,03	0,1	0,05	—	0,08	0,1	—	0,05	—	Остальное		2,67	
СИЛ1С	—	10,0...12,5	0,5	0,02	0,5	0,05	—	0,08	0,15	—	0,05	—	Остальное		2,66	
АК12Д	—	11,0...13,0	0,7	1,5...3,0	0,3...0,6	0,8...1,3	0,2	0,5	0,05...0,20	0,8...1,3	0,005 В 0,02 Sn 0,10 Pb	0,05	0,1	Остальное		2,72
Марки алюминиевых сплавов по [1]																
EN AW-Al Si10Mg1,5	EN AW-4004	9,0...10,5	0,8	0,25	0,10	1,0...2,0	—	0,20	—	—	—	0,05	0,15	Остальное		2,65
EN AW-Al Si1Fe	EN AW-4006	0,8...1,2	0,50...0,8	0,10	0,05	0,01	0,20	0,05	—	—	—	0,05	0,15	Остальное		2,71
EN AW-Al Si10	EN AW-4045	9,0...11,0	0,8	0,30	0,05	0,05	—	0,10	0,20	—	—	0,05	0,15	Остальное		2,67
Марки алюминиевых сплавов по [2]																
AW-Al Si12	AW-4047 А	11,0...13,0	0,6	0,30	0,15	0,10	—	0,20	0,15	—	—	0,05	0,15	Остальное	2,66	
Марки алюминиевых сплавов по [3]																
—	4147	11,0...13,0	0,8	0,25	0,10	0,10...0,50	—	0,20	—	—	—	0,05	0,15	Остальное	2,66	

(Продолжение следует.)



55 лет

**Игорю Геннадьевичу Гуну,
генеральному директору АО НПО "БелМаг",
доктору технических наук, профессору**

Игорь Геннадьевич Гун родился 8 февраля 1965 г. в Магнитогорске. После окончания в 1988 г. с отличием Московского высшего технического училища им. Н.Э. Баумана по кафедре прокатки поступил в аспирантуру Магнитогорского горно-металлургического института им. Г.И. Носова. В 1991 г. защитил кандидатскую, а в 2000 г. — докторскую диссертацию. Прошел путь от инженера до профессора на кафедре обработки металлов давлением. В 2001 г. с коллегами создал кафедру технологий, сертификации и сервиса автомобилей в Магнитогорском государственном техническом университете им. Г.И. Носова и с 2001 по 2006 г. работал ее заведующим, а затем — профессором этой кафедры.

И.Г. Гун является известным специалистом в области технологий горячей листовой прокатки, управления качеством металлопродукции и изделий из металла, а также технологий и конструкций автокомпонентов подвески и рулевого управления автомобилей. Автор 216 научных работ и публикаций, в том числе 6 монографий, 3 учебных пособий и 38 патентов и авторских свидетельств на изобретения и полезные модели. Под руководством И.Г. Гуна семь аспирантов защитили кандидатские диссертации и один соискатель — докторскую диссертацию.

В 1996 г. И.Г. Гун вместе с партнерами создал и возглавил АО Научно-производственное объединение "БелМаг", которое за эти годы под его руководством стало ведущим в России разработчиком, производителем и поставщиком шаровых шарниров шасси (шаровых опор подвески, рулевых тяг, стоек стабилизаторов) для конвейеров основных автопроизводителей и поставщиков первого уровня — АО "АВТОВАЗ", альянса "Рено—Ниссан", АО "ГАЗ", компании "Бош" и др.

**Коллектив редакции и редакционный совет журнала поздравляют
Игоря Геннадьевича с юбилеем! Желаем здоровья, благополучия,
новых профессиональных достижений и успехов!**

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 12.12.2019. Подписано в печать 04.02.2020. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солишнз".
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.



Поздравляем

**Алексея Эдуардовича Артеса,
заслуженного деятеля науки РФ,
доктора технических наук, профессора
с 90-летием!**

Алексей Эдуардович Артеc родился 16 января 1930 г. После окончания в 1952 г. Московского станкоинструментального института "Мосстанкин" (в настоящее время "МГТУ "СТАНКИН") до 1955 г. работал мастером, старшим инженером-технологом и начальником кузнечного цеха Сумского машиностроительного научно-производственного объединения имени М.В. Фрунзе.

В 1955 г. поступил в аспирантуру "Мосстанкина" на кафедру "Оборудование и технологияковки и штамповки". В 1959 г. Алексей Эдуардович под научным руководством профессора В.Т. Мещерина защитил кандидатскую диссертацию, посвященную научному обоснованию и созданию различных схем контроля технологических процессов в листовой штамповке и ковке с бесконтактными датчиками, использующими бета и гамма-излучения. Наиболее эффективными оказались созданные кафедрой совместно с ВНИИМЕТМАШем бесконтактные уровнемеры жидкости высокого давления в аккумуляторах гидропрессовых установок. Такой уровнемер с источником гамма-излучения успешно эксплуатируется на гидравлическом прессе силой 650 МН, изготовленном в СССР для промышленности Франции. Эта работа оценена несколькими медалями ВДНХ и получила премию Минвуза СССР.

В 1967 г. А.Э. Артеc обобщает накопленный им опыт создания и эксплуатации автоматизированных систем и издает книгу "Радиоизотопная автоматика в кузнечно-штамповочном производстве", которая была переиздана в 1982 г.

С 1969 по 1977 г. Алексей Эдуардович возглавлял Всесоюзный институт повышения квалификации руководящих инженерно-технических работников в области стандартизации, качества продукции и метрологии Госстандарта СССР (в настоящее время ФГАОУ ДПО "Академия стандартизации, метрологии и сертификации" Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии).

После возвращения на кафедру "Оборудование и технологияковки и штамповки" "Мосстанкина" А.Э. Артеc занимался разработкой системы технологической подготовки производства поковок малыми сериями на предприятиях Минстанкопрома СССР, в результате была разработана концепция группового производства деталей методами холодной и полугорячей объемной штамповки. При активном участии кафедры в 1986 г. на Людиновском агрегатном заводе был создан участок точной объемной штамповки по производству до 1000 т поковок в год для предприятий ВПО "Союзгидравлика". Пуск участка сопровождался выпуском руководящих методических указаний "Групповые технологические процессы изготовления точных заготовок и деталей гидроаппаратуры методом холодной и полугорячей объемной штамповки".

В 1987 г. А.Э. Артеc защитил докторскую диссертацию на тему "Разработка системы технологической подготовки группового производства деталей холодной объемной штамповкой", а в 1991 г. издана книга "Групповое производство деталей холодной объемной штамповкой".

Алексей Эдуардович подготовил 11 кандидатов технических наук, им получено более 30 авторских свидетельств и патентов, опубликовано более 130 статей в научно-технических журналах.

В 1998 г. А.Э. Артеcу указом Президента Российской Федерации присвоено почетное звание "Заслуженный деятель науки Российской Федерации".

А.Э. Артеc является членом редакционной коллегии научно-технического и производственного журнала "Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением", членом диссертационного совета при МГТУ "СТАНКИН" по защите кандидатских и докторских диссертаций по специальности "Технологии и машины обработки давлением".

Алексей Эдуардович и в настоящее время активно работает, передает свой богатый научный и производственный опыт студентам, аспирантам и молодым ученым и ежегодно публикует научные статьи, посвященные обоснованию необходимости модернизации кузнечно-прессового производства и сохранения лидерства России в производстве крупных поковок.

*Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Алексею Эдуардовичу крепкого здоровья, благополучия
и дальнейшей плодотворной деятельности!*

Памяти Дмитрия Константиновича Фигуровского (08.11.1946—31.12.2019)

31 декабря 2019 г. на 74-м году жизни скончался известный специалист в области металловедения сплавов на основе цветных металлов, почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации, заведующий кафедрой "Материаловедение" МИРЭА — Российский технологический университет, кандидат технических наук Дмитрий Константинович Фигуровский.



работ связан с исследованиями в области сверхпроводниковых материалов. По этим тематикам им опубликованы более 120 работ. Под его руководством защищены 3 кандидатские диссертации.

На базе кафедры "Материаловедение" МИРЭА — Российский технологический университет Д.К. Фигуровский совместно с сотрудниками лаборатории ВНИИНМ им. А.А. Бочвара создал дей-

Дмитрий Константинович Фигуровский родился 8 ноября 1946 г. в Москве. В 1969 г. он окончил Московский институт стали и сплавов (МИСиС) по специальности "Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов".

После окончания МИСиС работал во ВНИИНМ им. А.А. Бочвара, ВИЛСе, институте Гипроцветметобработка (1973—1992 гг.).

В 1984 г. Д.К. Фигуровский защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук в Государственном научно-исследовательском и проектном институте сплавов и обработки цветных металлов, в 1991 г. ему было присвоено ученое звание старшего научного сотрудника, а в 1998 г. — ученое звание доцента.

С января 1992 г. Дмитрий Константинович работал в Московском государственном университете приборостроения и информатики (в настоящее время МИРЭА — Российский технологический университет) в должности доцента, а с 2010 по 2019 г. — в должности заведующего кафедрой "Материаловедение".

Д.К. Фигуровский являлся известным специалистом в области металловедения сплавов на основе цветных металлов и управления структурообразованием сплавов с использованием МГД-технологий. Большой цикл его

ствующую группу преподавателей по подготовке специалистов в области сверхпроводниковых материалов и конструкционных материалов для различных систем ТВЭЛ, а также ряда других важнейших направлений.

Д.К. Фигуровский являлся членом Ученого совета Физико-технологического института МИРЭА — Российский технологический университет, награжден нагрудным знаком "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации".

Дмитрий Константинович был членом редакционного совета и автором статей научно-технического и производственного журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Дмитрий Константинович Фигуровский отличался трудолюбием, доброжелательностью, высокой требовательностью к себе и работающим с ним сотрудникам, студентам и аспирантам.

Светлая память о Дмитрие Константиновиче навсегда останется в сердцах друзей, коллег и учеников!

Коллектив редакции и редакционный совет журнала выражают глубокие соболезнования родным и близким Дмитрия Константиновича.