ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 8 август 2017

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Леушина Л.И., Кошелев О.С. Технология низкотемпературного прокаливания оболочковых форм точного стального литья 339
Раев А.В., Вальтер А.И., Протопопов А.А., Протопопов Е.А. Автоматизированная система для идентификации дефектов на примере литья термопластов 342
Лебедев В.А., Жук Г.В. Новые способы управления переносом электродного металла при механизированной дуговой сварке 345

Кузнечно-штамповочное производство

Вайцехович С.М., Бараев А.В., Кривенко Г.Г. Разработка способов деформирования порошковых материалов в пресс-формах с "плавающим" штамповым инструментом для получения заготовок под спекание 350
Демин В.А., Ромасенко А.В., Костылев В.А. Отбортовка отверстия под резьбу более М6 357

Прокатно-волочильное производство

Даниленко А.В., Скуднов В.А., Мунтин А.В., Науменко В.В. Особенности формирования прикромочных трещин при производстве горячекатаного проката на современных толстолистовых, широкополосных станах и литейно-прокатных комплексах. Часть 1. 361

Материаловедение и новые материалы

Поварова К.Б., Скачков О.А., Дроздов А.А., Пожаров С.В., Березина Т.А. Порошковые сплавы Fe—Cr—Al и NiAl. I. Получение порошков 370
Гадалов В.Н., Петренко В.Р., Винокуров О.В., Ворначева И.В., Розин А.Ю. Изготовление псевдо-α-сплавов из порошков сплава ОТ4 и его свойства 378

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

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

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

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

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 8 August 2017

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Leushina L.I., Koshelev O.S. Technology of low-temperature firing of shell moulds for precision steel casting 339
Raev A.V., Val'ter A.I., Protopopov A.A., Protopopov E.A. Automated system for identifying of defects by example of thermoplastic materials moulding 342
Lebedev V.A., Zhuk G.V. New methods of controlling by transfer of electrode metal at mechanized arc welding 345

Forging and Stamping Production

Vaytsekhovich S.M., Baraev A.V., Krivenko G.G. Development of methods for deformation of powder materials in "floating" stamp tool moulds for production of blanks for sintering 350
Demin V.A., Romasenko A.V., Kostylev V.A. Flanging of hole for metric thread more than M6 357

Rolling and Drawing Production

Danilenko A.V., Skudnov V.A., Muntin A.V., Naumenko V.V. Features of formation of edge cracks during production of hot-rolled steel on modern plame mills, hot strip mills and casting and rolling complexes. Part 1 361

Physical Metallurgy and New Materials

Povarova K.B., Skachkov O.A., Drozdov A.A., Pozharov S.V., Berezina T.A. Powder alloys Fe—Cr—Al and NiAl. I. Production of powders 370
Gadalov V.N., Petrenko V.R., Vinokurov O.V., Vornacheva I.V., Rozin A.Yu. Production of pseudo-α-alloys from alloy OT4 powders and its properties 378

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

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

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

УДК 621.074

Л.И. Леушина, О.С. Кошелев
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Технология низкотемпературного прокаливания оболочковых форм точного стального литья

Предложена энергосберегающая технология прокаливания многослойных оболочковых форм для изготовления стальных отливок ответственного назначения, успешно прошедшая промышленные испытания в условиях действующего производства.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям; отливка; прокаливание; многослойные оболочковые формы; кислородсодержащее вещество.

The energy-saving firing technology for multi-layer shell moulds to produce of critical steel castings, which has successfully passed industrial testing within the operating facilities is offered.

Keywords: investment casting; casting; firing; multi-layer shell moulds; oxygen-bearing substance.

Литье по выплавляемым моделям — один из наиболее перспективных специальных способов литья, применяемый для получения литых заготовок деталей машин высокой сложности. Главным его преимуществом является высокая точность геометрии получаемых отливок, позволяющая минимизировать затраты на последующую механическую обработку отливок до получения готовой детали.

Однако широкое применение данного способа литья сдерживается рядом таких недостатков, как высокие трудо-, материало- и энергоемкость технологических операций и переходов, длительность производственного цикла изготовления отливок и необходимость серьезной подготовки производства, в том числе, специальной оснастки и оборудования.

Анализ обобщенной технологической схемы точного литья позволяет выделить следующие ее основные проблемы при реализации в условиях действующего производства: выбор модельного состава, изготовление моделей литниково-питающей системы, сборка модельного блока, выбор суспензии и материала обсыпки, сушка слоев оболочки, выплавление модельного состава, прокалка оболочки, охлаждение блока отливок, использование наполнителя и др. Одним из наиболее длительных, трудоемких и энергоемких этапов технологии литья по выплавляемым моделям на участке является изготовление многослойных оболочковых форм.

При этом операция прокаливания перед подачей их на заливку расплавом — традиционно самый длительный и энергоемкий этап изготовления оболочковых форм. Прокаливание оболочковых форм необходимо для полного удаления из форм остатков модельного состава, испарения остатков воды и продуктов неполного гидролиза связующего, а также спекания связующего и огнеупорного пылевидного материала. Во время прокаливания

в стенке оболочковой формы образуются поры и микротрещины, благодаря чему, с одной стороны, возрастает газопроницаемость оболочки, а с другой — снижаются ее прочностные характеристики.

Хорошо прокаленная оболочка, имеющая бело-розовый или белый цвет, без следов сажистого углерода в капиллярах и остатков модельного состава обеспечивает получение качественных отливок.

В настоящее время в условиях действующего производства реализуются несколько вариантов операции прокаливания оболочковых форм.

Традиционно оболочковые формы без опорных материалов обычно прокаливают в течение 0,5...1,0 ч и загружают в печь при температуре 873...900 К [1]. Тонкая стенка формы быстро прогревается снаружи и изнутри, и в ней возникают минимальные напряжения.

Недостатками этого варианта являются: опасность разрушения оболочки из-за случайных механических воздействий на нее (например, при транспортировке на заливку); высокая скорость охлаждения формы, которая при определенных обстоятельствах может привести к неполному удалению из рабочей полости остатков модельного состава, а также к образованию в отливках дефекта типа "недолив".

Оболочковая форма, заформованная в сыпучий огнеупорный материал (опорный наполнитель), нагревается изнутри, со стороны рабочей полости, быстрее, чем снаружи через слой формовочного материала.

Чтобы в стенке формы не возникли термические напряжения вследствие резкого одностороннего нагрева, начальную температуру в печи и скорость нагрева выбирают из условия равномерного нагрева оболочковой формы. Например, для кварцевых материалов эта скорость составляет 100...150 К/ч. После нагрева до 1173...1273 К осуществляют выдержку в течение 6...8 ч для завершения процесса прокалки.

Поскольку сыпучий огнеупорный материал претерпевает полиморфные превращения при нагреве, протекающие с изменением объема, то вероятность появления напряжений и трещин в оболочковых формах возрастает. Прокаливание в сыпучем наполнителе более удобно по сравнению с вариантом, не предусматривающим его применение, однако требует большого расхода энергии, так как масса оболочки составляет около 10 % массы всей формы, а остальная часть является балластом.

Прокаливание в вакууме и высокотемпературном псевдоожиженном слое огнеупорного материала, когда процессы возгонки, деструкции или окисления удаляемых из формы продуктов значительно интенсифицируются, позволяет снизить необходимую температуру нагрева формы до 773...823 К. При этом опасность растрескивания оболочек исключается, поскольку температурный максимум выдержки формы в печи не достигает области полиморфных превращений кварца. Этот вариант используют только при литье заготовок ответственного назначения из алюминиевых сплавов вследствие дорогостоящего технологического оборудования.

Вариант прокаливания оболочек с жидким наполнителем имеет ограниченное применение: исключительно для удаления моделей из композиций с высоким коэффициентом теплового расширения. В этом случае затвердевший наполнитель не дает возможности оболочке разрушаться из-за расширения модельного состава. При этом длительность прокаливания достаточно велика (8...24 ч), а реализация данного варианта требует большого расхода электроэнергии.

Таким образом, необходимость проведения работ по сокращению энергозатрат на операцию прокаливания оболочковых форм становится очевидной.

Цель исследования — разработка энергосберегающей технологии низкотемпературного прокаливания оболочковых форм точного литья.

Проанализированы варианты повышения эффективности прокаливания оболочковых форм. Возможные технические решения по повышению эффективности прокаливания были разделены на следующие группы:

1) конструкторские (использование специальных устройств и приспособлений);

2) создание окислительной среды в полости прокаливаемой оболочковой формы;

3) введение в состав формы модифицирующих добавок, снижающих содержание остаточного углерода, перед прокалкой;

4) применение подвижной нагретой дисперсной среды;

5) оптимизация термовременного режима прокаливания;

6) использование физических способов воздействия (вакуумирование);

7) введение экзотермических добавок в материал оболочковой формы.

В итоге выбрано техническое решение, относящееся ко второй группе.

Основная идея предлагаемой новации заключается в применении кислородсодержащего окислителя, добавляемого в материал оболочковой формы, позволяющего при меньшем температурном максимуме и сокращенной длительности пребывания в печи добиться полного удаления остатков модельной композиции, завершения основных превращений в связующем материале оболочковой формы, а также спекания огнеупорного материала оболочки на основе кварца для обеспечения прочности формы [2].

Использование кислородсодержащих окислителей интенсифицирует физико-химические процессы операции прокаливания, поскольку обеспечиваются получение дополнительного количества кислорода, необходимого для более полного сгорания остатков модельной композиции, и выделение тепла экзотермических реакций для повышения спекаемости оболочковых форм и термодеструкции связующего материала оболочки. "Залечивание" трещин, образующихся в температурном интервале полиморфных превращений, обеспечивается вводом в состав материала оболочковых форм небольшого количества борной кислоты.

Технология низкотемпературного прокаливания оболочковых форм прошла промышленное опробование на нескольких предприятиях Нижегородского региона.

В качестве кислородсодержащего окислителя применяли дихромат калия, который вводили в состав материала оболочковой формы на этапе ее изготовления. При изготовлении стальных отливок удалось добиться снижения температурного максимума пребывания формы в печи до 923 К и сокращения длительности выдержки в 1,5—2,0 раза при сохранении высокого качества литых заготовок.

Реализация технологии низкотемпературного прокаливания на производстве позволила сократить энергозатраты на проведение операции прокаливания форм при стальном литье по выплавляемым моделям в 2—2,5 раза при сохранении высокого качества получаемых отливок. Технология защищена патентом на изобретение [3].

Внедрение технологии в производство не только не потребовало существенных организационно-технических мероприятий по его реструктуризации, но и дало возможность заменить дорогостоящие высокотемпературные прокалочные печи (с рабочей температурой свыше 1000 °С) на более дешевые среднетемпературные (с рабочей температурой от 500 °С), а также значительно увеличить эксплуатационный ресурс опочной оснастки для прокаливания оболочковых форм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Леушина Л.И., Нищенков А.В., Субботин А.Ю.** Прогрессивная технология прокаливания оболочковых форм для точного стального литья // Литейщик России. 2011. № 2. С. 40—42.

2. **Леушина Л.И., Нищенков А.В., Ульянов В.А.** Некоторые пути обеспечения рационального использования материалов, повышения энергоэффективности и экологической безопасности процесса литья по выплавляемым моделям // Труды одиннадцатого Съезда литейщиков России (16—20 сентября 2013 года, г. Екатеринбург). Нижний Тагил: Изд-во УВЗ, 2013. С. 379—382.

3. **Способ** изготовления многослойных оболочковых литейных форм по выплавляемым моделям: пат. 2433013 РФ, МПК B22 C9/04 / И.О. Леушин, Л.И. Леушина, А.В. Нищенков, С.Б. Смыслов, А.Ю. Субботин; патентообладатель ГОУ ВПО "Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева"; опубл. 10.11.2011, Бюл. № 31.

Любовь Игоревна Леушина, канд. техн. наук;
Олег Сергеевич Кошелев, д-р техн. наук,
kafmto@mail.ru

УДК 621.747

А.В. Раев, А.И. Вальтер, А.А. Протопопов, Е.А. Протопопов
(Тульский государственный университет)

Автоматизированная система для идентификации дефектов на примере литья термопластов

Приведена архитектура автоматизированной системы идентификации дефектов в отливках из термопласта, полученных методом литья под давлением с описанием компьютерной модели распознавания дефектов.

Ключевые слова: отливка; дефект; автоматизированная система; идентификация дефекта; термопласт; литье под давлением.

The architecture of automated identification system of defects in castings of thermoplastic material produced by injection moulding with description of computer defect recognition model is presented.

Keywords: casting; defect; automated system; defect identification; thermoplastic material; injection moulding.

1. Введение. Теоретические исследования, направленные на производство новых изделий из термопластов, подразделяют на несколько взаимосвязанных подходов. К таким подходам можно отнести: анализ получаемой отливки; определение конструкции литейной формы; методологию диагностики причин возникновения дефектов; способы ликвидации дефектов и т.п.

Каждый из этих подходов служит методологической основой только для одного определенного направления. При этом уровень разработок недостаточен для полного описания характерных особенностей дефектов и причинно-следственных связей объекта диагностирования.

В связи с этим актуальной является проблема интеграции различных методов и создание автоматизированного программного комплекса для снижения брака при получении изделий из термопласта методом литья под давлением [1].

2. Цель разработки. В статье представлена архитектура автоматизированного программного комплекса идентификации дефектов при получении изделий из термопластов методом литья под давлением.

Рассматриваемая автоматизированная система должна соответствовать методике идентификации дефектов, которая и определяет главные цели автоматизированной системы:

- определить разновидность дефектов отливок по "дереву дефектов";
- выбрать технологические параметры процесса изготовления отливок, способствующие возникновению дефектов;
- определить причины возникновения и способы ликвидации дефектов;
- разработать технологические рекомендации для изготовления отливок с использованием результатов исследования.

3. Методы исследования

3.1. Архитектура автоматизированной системы идентификации дефектов. Автоматизированную систему можно представить как комплекс подсистем (рис. 1). Комплекс состоит из подсистемы администрирования, подсистемы логического определения разновидностей дефектов, подсистемы моделирования литейных дефектов.

Подсистема администрирования является средством работы с базами данных и содержит в себе следующие модули:

1) базу данных технологических свойств материалов;

2) базу данных типовых деталей;

3) справочную базу данных.

Подсистема логического определения разновидностей дефектов, причин их возникновения и способов ликвидации содержит следующие модули:

1) визуально-логического определения дефекта;

2) оценки значимости причин возникновения дефектов и определения способов их ликвидации;

Рис. 1. Архитектура комплекса подсистем компьютерной модели

3) анализа отклонения технологических параметров от заданных.

Подсистема логического определения содержит файлы "деревьев" визуально-логического определения группы, их разновидностей, характерных отличительных особенностей дефектов и специфику их возникновения, таблицы взаимодействия причин возникновения дефектов и перечень возможных способов их ликвидации. Функции данной подсистемы заключаются в классификации дефекта, определения характерных особенностей, расчета и анализа причин его возникновения.

Подсистема моделирования литейных процессов является главным модулем анализа и разработки технологии. Все подсистемы моделирования связаны с CAD-средствами для получения и проведения анализа непосредственно на 3D-модели отливки. Инструментальные средства подсистемы позволяют проводить анализ и поддерживать весь процесс формирования или редактирования технологии получения отливки.

Модули рассматриваемой подсистемы могут быть использованы как отдельные программные продукты, которые инвариантны по отношению к автоматизированной системе расчета.

3.2. Подсистема для распознания дефектов. Подсистема для распознания дефектов (рис. 2) состоит из элементов, связанных в единое целое, представляющее собой законченный объект.

Функционирование системы начинается с определения разновидности дефекта с помощью интерфейса визуализации моделей идентификации по его отличительным признакам. Полученные результаты причин возникновения дефектов могут быть представлены в виде таблицы и графика влияния причин возникновения дефекта. Для каждой найденной причины автоматизированная система выбирает способ ее устранения из базы данных рекомендаций по ликвидации типовых дефектов.

Рассматриваемый модуль состоит из следующих основных разделов:

1. Визуально-логическая система классификации дефекта отливки. (Система позволяет технологу, опираясь на морфологические, геометрические и другие признаки рассматриваемого дефекта, быстро определить вид брака.)

2. Табличная систематизация негативных факторов, воздействующих на состояние возникновения дефекта. (Таблица содержит набор технологических факторов, оказывающих влияние на качество получаемого изделия.)

3. Статистическая обработка результатов экспертной оценки может проводиться в двух вариантах: табличном и графическом, с указанием причин и возможной вероятности возникновения дефекта.

4. Краткая и расширенная информация о способах ликвидации рассматриваемого

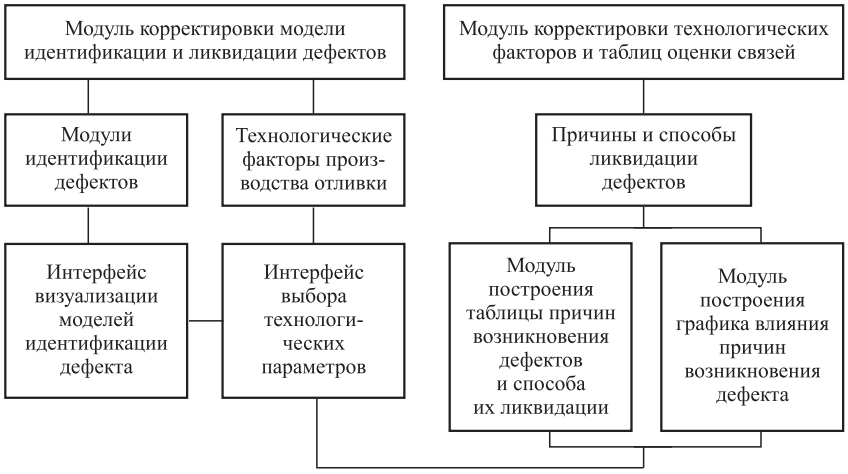


Рис. 2. Архитектура компьютерной модели распознавания дефектов

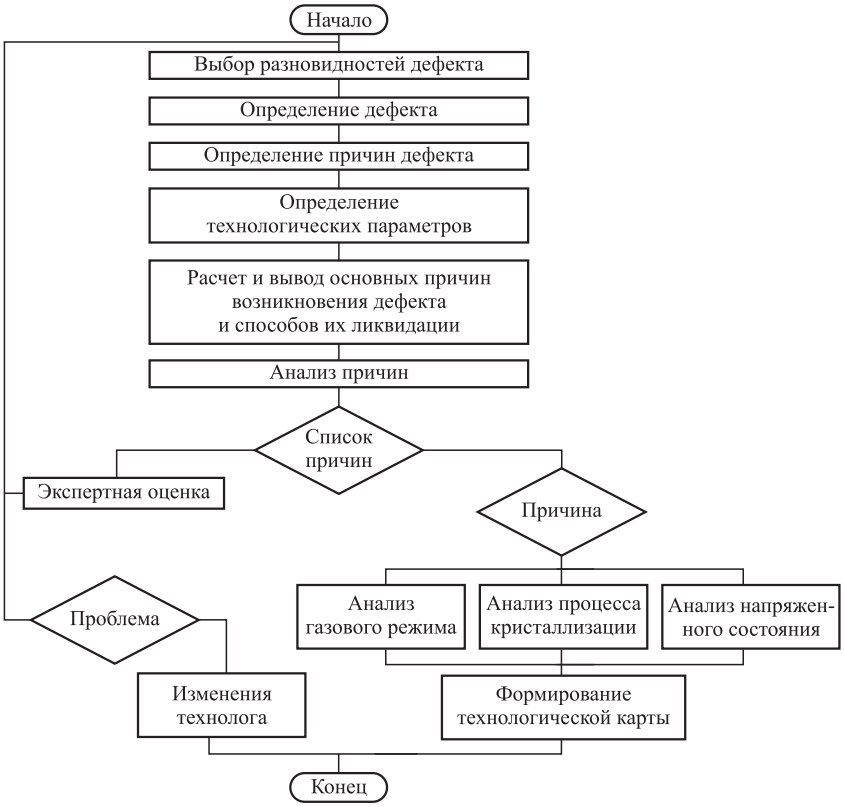


Рис. 3. Алгоритм методологии системы выявления и ликвидации дефектов отливок

дефекта, выводимая на экран, позволяет определить пути ликвидации данного вида брака.

Алгоритм методологии выявления разновидностей дефектов, причин их возникновения и способов ликвидации представлен на рис. 3.

Наиболее трудно выявляемыми являются поверхностные и усадочные дефекты, для которых были специально разработаны отдельные подпрограммы. Остальные виды дефектов имеют достаточно простые механизмы их устранения и в отдельном моделировании не нуждаются.

Сложными причинами возникновения дефекта могут быть:

— повышенное противодавление в пресс-форме, для ликвидации которого рекомендуется использовать модель, направленную на анализ газового режима в пресс-форме;

— усадка металла с образованием дефекта, для анализа которого можно использовать компьютерную модель процесса затвердевания отливки [2].

Заключение. Разработанные автоматизированная система и комплекс программ позволяют решить задачу по идентификации дефектов в отливках из термопластов и определить технологические факторы, устраняющие данный вид брака.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Барвинский И.А., Барвинская И.Е.** Компьютерный анализ литья. Подходы и модели // Пластик. 2009. № 3. С. 50—54.

2. **Раев А.В., Вальтер А.И.** Компьютерная модель прогнозирования усадочных явлений на примере получения отливки из термопласта методом литья под давлением // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 10. С. 3—6.

Александр Владимирович Раев;
Александр Игоревич Вальтер, д-р техн. наук,
valter.alek@rambler.ru;
Александр Анатольевич Протопопов, д-р техн. наук;
Евгений Александрович Протопопов

УДК 621.791.753

В.А. Лебедев, Г.В. Жук
(Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

Новые способы управления переносом электродного металла при механизированной дуговой сварке

Рассмотрен новый процесс дуговой сварки с использованием управляемой подачи электродной проволоки. В качестве новых способов сварки предложено электродную проволоку подавать дозировано или порционно в зависимости от характеристик сварочного процесса. Приведены результаты применения процесса с использованием порошковой электродной проволоки. Сделаны выводы о применимости разработанных способов сварки-наплавки в различных отраслях промышленности.

Ключевые слова: дуговая сварка; наплавка; порошковая проволока; управление подачей; сварка-наплавка на вертикальной плоскости.

New arc welding process using controlled electrode wire feed is considered. As new methods of welding, it is proposed to feed the electrode wire in dosing or batchwise, depending on the characteristics of the welding process. Results of application of the process using powder electrode wire are given. Conclusions about the applicability of the developed methods of welding-surfacing in various industries are drawn.

Keywords: arc welding; surfacing; flux cored wire; feed control; welding-surfacing on vertical plane.

Совершенствование процессов дуговой сварки-наплавки механизированными способами является актуальной задачей по многим направлениям [1], в частности улучшение формирования сварного соединения или наплавленного валика, снижение потерь электродного металла и затрат на последующую обработку шва или валика, облегчение формирования сварных соединений в положениях, отличных от нижнего и др.

В ГП "ОКТБ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины" разработаны новые (до настоящего времени неизвестные в технике сварочного оборудования и технологии) варианты систем управления переносом электродного металла с использованием импульсных алгоритмов воздействия на систему подачи электродной проволоки при механизированной дуговой сварке. Основные из них следующие:

1) система с управляемой подачей электродной проволоки, использующая информационную обратную связь по току сварки;

2) система с управляемой подачей электродной проволоки, использующая информационную обратную связь по напряжению сварки.

Новые разработки выполнены на основе компьютеризованного быстродействующего вентильного электропривода, применяемого ранее для управляемой импульсной подачи [2], позволяющей решить ряд технологических задач, связанных с управлением параметрами сварного соединения или наплавленного валика, а также с энерго- и ресурсосбережением. Все это относилось к процессам, использующим в качестве электродного материала сплошные легированные проволоки, обеспечивавшие сварку-наплавку в защитных средах (CO_2, смеси газов).

В настоящее время также актуальной задачей является обеспечение качественной сварки-наплавки порошковыми самозащитными электродными проволоками [3]. Приоритетная область применения — открытые монтажные и ремонтные площадки (судовые и портовые сооружения, вагоностроение, резервуаростроение, ремонт горно-добывающей и сельскохозяйственной техники в рабочих условиях), подводная сварка, осуществляемая мокрым способом и др.

Особые проблемы возникают при сварочно-наплавочных работах, проводимых на вертикальной плоскости. Основные виды швов в этом положении вертикальные и горизонтальные, при этом наиболее сложными считаются горизонтальные швы, выполняемые на вертикальной плоскости.

Цель работы — рассмотрение особенностей дуговой сварки-наплавки порошковыми самозащитными электродными проволоками с применением новых технологий и техниче-

ских средств при использовании импульсных алгоритмов управления, формируемых по параметрам дугового процесса, используемых в виде обратных связей, введенных в электропривод механизма подачи.

Процесс сварки-наплавки, выполняемой на вертикальной плоскости порошковыми электродными проволоками, усложняется также тем, что сварка проходит длинной дугой без коротких замыканий. Для перехода капли в ванну на вертикальной плоскости необходимо обеспечить ее касание к ванне при минимальном расстоянии торца электрода от поверхности ванны. В противном случае неизбежны падения капель, не достигших ванны, и вследствие этого — потери электродного материала и некачественное формирование валиков.

Выполнение сварки-наплавки на вертикальной плоскости требует решения двух основных проблем:

1) исключение стекания наплавленного металла и обеспечение удовлетворительного формирования сварного шва или наплавленного валика;

2) снижение энерго- и ресурсозатрат.

Рассмотрим некоторые характерные кинематические особенности переноса электродного металла при новых способах сварки-наплавки.

Получить короткие замыкания на длинной дуге и тем самым исключить случайные, хаотичные прикосновения капли к ванне, что наблюдается при короткой дуге, возможно при импульсной подаче электродной проволоки при работе с новой системой управления.

При импульсной подаче во время паузы движения электрод оплавляется и длина дуги увеличивается, удаляя каплю от ванны и предотвращая возможность случайного прикосновения капли к ванне, так как капля совершает хаотичные движения на торце электрода.

После окончания паузы движения есть возможность перенести каплю в ванну с большой скоростью подачи электрода и таким образом совместить длинную дугу с короткими замыканиями, что ранее невозможно было выполнить.

Для синхронизации (совпадения) механических импульсов (импульсов подачи) с частотой коротких замыканий дугового промежутка в систему управления введена информационная обратная связь по параметрам дуги таким образом, чтобы пауза в подаче всегда начиналась после короткого замыкания. Именно в этот момент каплю надо несколько приподнять над поверхностью ванны.

Длительность паузы можно установить по току сварки, который уменьшается по мере удлинения дуги. По окончании паузы включается подача электродной проволоки и ее движение идет до короткого замыкания и цикл повторяется.

Рассмотренный алгоритм схематически представлен на рис. 1.

Остановку в подаче можно осуществлять в начале короткого замыкания или при его завершении. Этот прием или изменение в алгоритме позволяет изменять глубину проплавления.

Обратная связь дает возможность автоматической самонастройки электропривода механизма подачи по параметрам по естественной (физической) природе сварочной дуги и, что очень важно, исключает трудоемкую настройку частоты и скважности следования механических импульсов, параметры которых сложно предопределить.

Исследуемый процесс не рассматривали как импульсный с заранее выбранными пара-

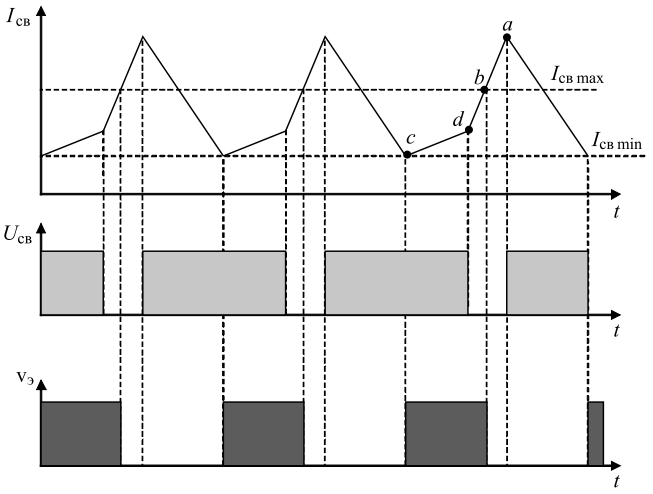


Рис. 1. Алгоритм работы системы управления переносом электродного металла, связанный с параметрами тока дугового процесса:

$I_{св}$ — ток сварки; $U_{св}$ — напряжение сварки; $v_э$ — скорость подачи электродной проволоки; *a* — переход капли в ванну; *b* — пауза в скорости подачи; *c* — пуск подачи; *d* — короткое замыкание

метрами следования импульсов. В предлагаемом способе проволока подается порционно или дозировано в соответствии с параметрами тока или напряжения сварки-наплавки.

На рис. 2 приведены характерные осциллограммы тока и напряжения, а также гистограммы для сравнения процессов с неуправляемым переносом при сварке порошковой самозащитной проволокой (длинная дуга) и того же процесса с управляемыми короткими замыканиями.

Эксперименты выполняли в нижнем положении с различными параметрами обратной связи и импульсной скорости подачи электродной проволоки.

На рис. 3 показаны наплавленные валики в нижнем положении с использованием и без системы управления, с введенными информационными связями по току дугового процесса. Получено практически полное отсутствие брызг при применении новой системы управления.

Преимуществом системы управления с импульсной подачей электродной проволоки и обратными связями по параметрам сварочного процесса является значительное упрощение

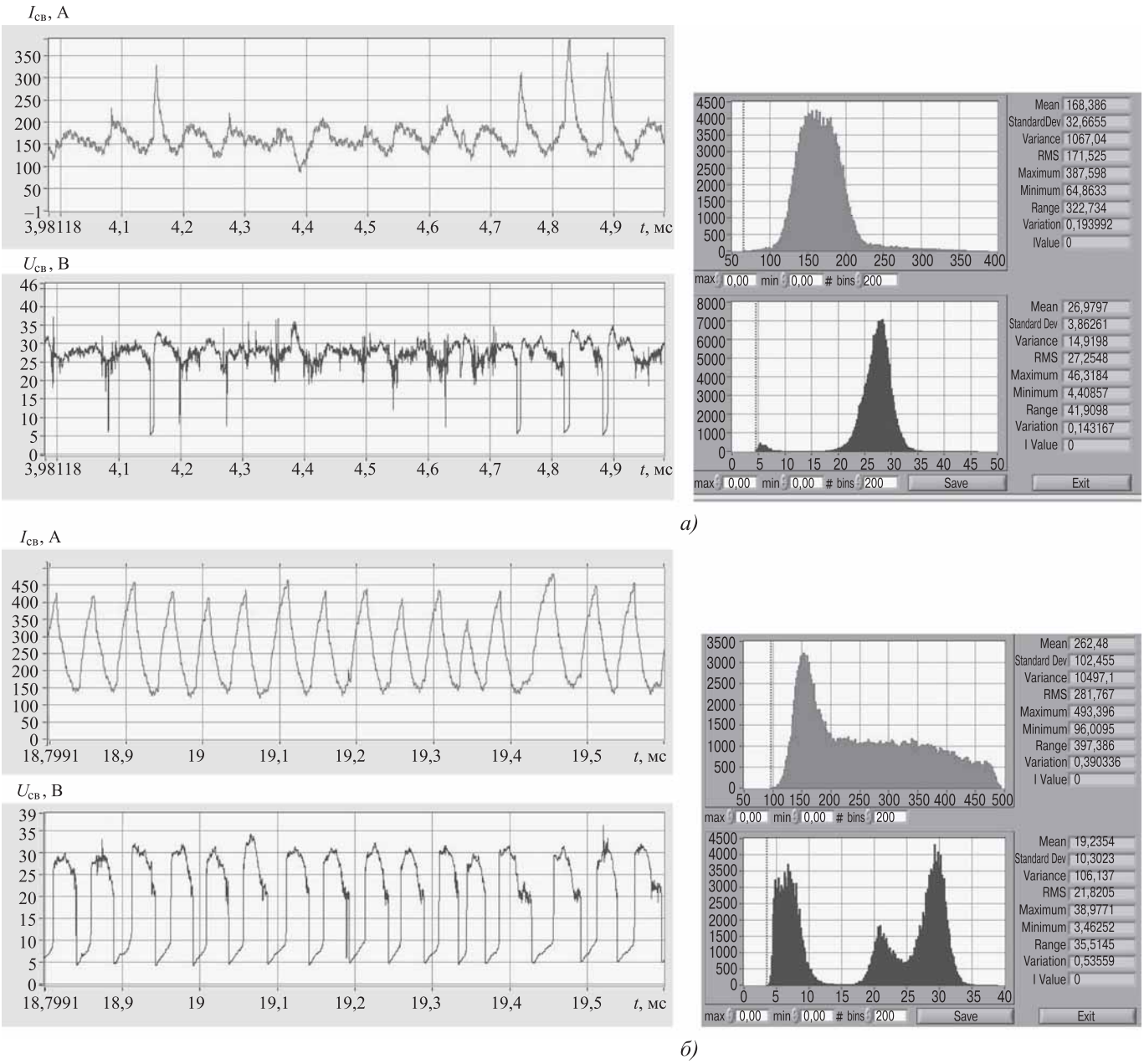


Рис. 2. Осциллограммы и гистограммы тока и напряжения:
а — обычный процесс; *б* — новый процесс с порционной подачей электродной проволоки

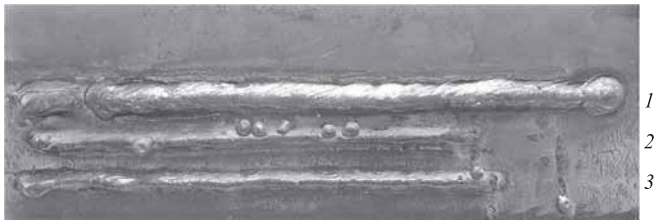


Рис. 3. Валики, наплавленные самозащитной порошковой электродной проволокой диаметром 1,6 мм:

1, *3* — с применением системы управления с введением обратных связей по току дуги на различных токах и напряжениях; *2* — обычным способом; *1* — ток 230 А, напряжение 28 В; *2*, *3* — ток 180 А, напряжение 26 В

Рис. 4. Валики, наплавленные самозащитной электродной проволокой диаметром 1,6 мм с применением системы управления с введением обратных связей по току дуги на различных токах и напряжениях:

1 — ток 230 А, напряжение 28 В; *2* — ток 180 А, напряжение 26 В

процедуры выбора и наладки параметров работы системы.

Металлографические исследования наплавок с дозированной подачей электродной проволоки подтвердили возможность управления формой валика, глубиной проплавления в зависимости от параметров порционной или дозированной подачи.

Далее осуществляли экспериментальные наплавки на вертикальной плоскости с выполнением наплавок горизонтальных валиков. Процесс сварки-наплавки порошковой самозащитной проволокой схож с процессом сварки тонкой сплошной электродной проволокой в среде CO_2 с естественными короткими замыканиями [4] или управляемыми короткими замыканиями при применении импульсных механизмов подачи. Прослеживаются те же тенденции в управлении формированием наплавленного валика и глубины проплавления, снижение потерь электродного металла и др.

Для проведения комплекса исследований по сварке-наплавке горизонтальных швов на вертикальной плоскости был разработан макет установки с автоматическим перемещением сварочной горелки с заданной (регулируемой) скоростью. В качестве источника питания дуги применяли нерегулируемый выпрямитель во избежание влияния способа регулирования напряжения холостого хода на сварочный процесс.

В экспериментальных исследованиях использовали наплавочную порошковую электродную проволоку диаметром 1,6 мм. Установлено, что при наплавке на токах менее 200 А (150...180 А) можно получить валики без стёков металла и сбросов капель электродного металла. Эти валики показаны на рис. 4.

Практически на всех исследованных режимах при разных вариантах максимального $I_{\text{св max}}$ и минимального $I_{\text{св min}}$ токов, скорости импульсной подачи, напряжения и скорости перемещения горелки отмечено значительное снижение падения капель электродного металла в сравнении с обычным процессом. При некоторых режимах наблюдали стекание части металла из сварочной ванны — это означает, что приток тепловой энергии превышает возможное рассеивание в качестве естественного остывания ванны. Очевидно, что существует некоторое значение предельного тока, при котором ванна удерживается на вертикальной плоскости.

Результаты, полученные в фрагментарных экспериментах по наплавке в нижнем и вертикальном положениях (разделка отсутствовала), позволяют сделать предварительные заключения о преимуществах новых способов дуговых процессов: снижение потерь электродного металла, управление формированием валиков и проплавлением, возможность удовлетворительного формирования наплавленных горизонтальных валиков на вертикальной плоскости с существенным снижением падений крупных капель и отсутствием стеканий расплавленной ванны.

Подачу электродной проволоки можно останавливать в момент короткого замыкания — в этом случае сварка будет с короткими замыканиями. Если электрод останавливать перед коротким замыканием, т.е. на минимальном расстоянии капли к ванне, то переход капли в ванну проходит без коротких замыканий.

Выводы

1. Разработаны и испытаны макетные образцы новых систем управления, которые базируются на применении систем импульсной подачи электродной проволоки и используют информационные обратные связи по параметрам сварочного процесса. Аналогов подобных технических решений в технической литературе авторами статьи не выявлено. Макетные образцы показали работоспособность предложенных вариантов систем управления.

2. Впервые получен процесс сварки-наплавки порошковой самозащитной электродной проволокой с управляемыми и регулируемыми короткими замыканиями дугового промежутка, что позволяет значительно расширить области и качество применения указанных процессов.

3. Новая разработка может быть предложена для выполнения сварочно-наплавочных работ механизированным способом в следующих областях:

- сварочно-наплавочные работы с применением порошковых электродных проволок в монтажных или рабочих условиях;
- подводная сварка-наплавка, в частности проблемных швов на вертикальной плоскости;
- сварка поясных и вертикальных швов при сборке крупногабаритных резервуаров;
- выполнение сварочных работ при формировании бортовых вертикальных секций железнодорожных вагонов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Патон Б.Е.** Избранные труды. Киев: Ин-т электросварки им. Е.О. Патона, 2008. 896 с.

2. **Lebedev V., Reisgen U., Lendel I.** Study of technological opportunities of GMAwelding andsurfacing with pulse electrode wirefeed // Welding in the World. 2016. February. P. 9.

3. **Рябцев И.А.** Наплавка деталей машин и механизмов. Киев: Экотехнология, 2004. 160 с.

4. **Потапьевский А.Г.** Сварка в защитных газах плавящимся электродом. Ч. 1. Сварка в активных газах. Киев: Экотехнология, 2007. 192 с.

Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук,
lebedevvladimir@ukr.net;
Геннадий Владимирович Жук

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 621.983.321

С.М. Вайцехович, А.В. Бараев, Г.Г. Кривенко
(ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва)

Разработка способов деформирования порошковых материалов в пресс-формах с "плавающим" штамповым инструментом для получения заготовок под спекание

Разработаны пресс-формы для прессования порошковых материалов, подвергаемых последующему спеканию. Описаны высокоэффективные схемы формования порошковых заготовок. Предложены оригинальные устройства с "плавающим" деформирующим инструментом с высокой степенью свободы перемещения.

Ключевые слова: пресс-форма; матрица; пластина; порошок; структурная неоднородность; пористость; трение; качество; давление.

The moulds for pressing of powder materials subjected to subsequent sintering are developed. The highly efficient schemes of molding of powder blanks are desribed. The original devices of the "floating" of the deforming tool with high degree of freedom of movement are offered.

Keywords: mould; die; plate; powder; structural heterogeneity; porosity; friction; quality; pressure.

Характерной особенностью спекания порошков является неполнота спекания из-за хаотичности структуры. Известно, что в спекаемом порошковом теле неоднородность структуры вызывает появление растягивающих напряжений, приводящих к микрорастрескиванию. Под неоднородностями структуры понимают случайные скопления мелких частиц, т.е. области, в которых средний размер пор существенно меньше характерного для прессования в целом.

При исследовании различных процессов прессования плоских крупногабаритных заготовок из керамических материалов выявлено, что относительные перепады плотности по контуру примерно в 1,5 раза превышают послойные перепады и в 2 раза — перепады в средней части слоев. При этом увеличение давления практически не влияет на перепады. Таким образом, наличие послойной неоднородности в объеме заготовки отрицательно сказывается на качестве процесса спекания [1].

Улучшить качество структуры материала возможно устранив несплошности внутри прессовки, например, путем принудительного перемещения центральных слоев на периферию заготовки при одновременном сжатии частиц порошка. Действие тангенциальных сил на поверхности заготовки, направленных параллельно оси прессования, совместно с тангенциальными силами, направленными перпендикулярно оси прессования, приводит к "перемешиванию" составных частей структуры и, как следствие, к более плотной и равномерной их упаковке при меньшем наружном давлении.

Известно, что при монотонном деформировании, обусловленном одной схемой деформации, например, сжатием, растяжением или только кручением, в объеме заготовки накапливаются микроповреждения структуры, которые приводят к ее разрушению задолго до достижения оптимального уровня физико-механических свойств.

При одностороннем (двустороннем) прессовании подвижными пуансонами, перемещающимися в одной плоскости (например, вертикальной оси *ZOX*), верхние вертикальные слои заготовки параллельно перемещаются вниз, а нижние слои (в случае двухстороннего прессования) — вверх навстречу верхним слоям.

При этом осадка брикетов происходит послойно: каждый слой перемещается в своей плоскости со скоростью перемещения, изменяющейся в сторону уменьшения от центра к периферии вследствие воздействия на слои тангенциальных сил, создаваемых трением о стенки матрицы [2]. В этом случае не происходит дробления конгломератов и не разрываются их связи. Слои сжимаются в объеме, уплотнение происходит за счет смятия переходных элементов арочной структуры и дробления зерен, схлопывания макропор и выжимания газа из объема брикета, стока дислокаций и частичного перемешивания слоев. Однако этого недостаточно для структурирования материала порошка.

При описанной схеме осадки слои, контактирующие с пуансонами, несколько толще последующих слоев, обращенных к центру контейнера, так как на них оказывает влияние трение частиц порошка на поверхности пуансона. У торца неподвижного пуансона (при одностороннем прессовании) частицы порошка передвигаются в процессе прессования на меньшее расстояние из-за трения о стенки.

Повышения качества брикета и улучшения его структуры можно добиться в качестве устранения несплошности материала по объему прессовки. Это достигается сменой вектора основной силы с одновременным изменением схемы прессования (сжатие—растяжение—сдвиг), что приводит к принудительному перемещению центрального объема материала на периферию заготовки.

Процессы немонотонного деформирования построены на совмещении и чередовании различных схем деформирования, например, сжатия—растяжения, сжатия—сдвига, растяжения—сдвига, в процессе которых меняется не только схема напряженно-деформированного состояния материала, но и направление приращений главных деформаций.

Соединение методов объемного сжатия—растяжения и углового прессования с изменяющимися плоскостями и направлениями сдвига дает в перспективе возможность разработать консолидированную технологию, позволяющую расширить технологические возможности обработки порошковых материалов давлением.

Для реализации немонотонного деформирования разработан новый подход к проектированию пресс-форм. Начальным моментом является учет программ изменения поперечного сечения заготовки в процессе всего цикла ее обработки по двум направлениям: углового и объемного прессования.

Первое направление — создание пресс-форм, штамповый инструмент которых на этапах прессования позволяет сохранить поперечное сечение обрабатываемой заготовки неизменным [3—5].

Второе направление — создание пресс-форм для объемного прессования [6—8]: пресс-формы, деформирующий инструмент которых обеспечивает направленное изменение (уменьшение, увеличение) поперечного сечения заготовки.

К первому направлению можно отнести устройства для углового прессования [3]. Конструктивное оформление таких устройств позволяет увеличить степень свободы перемещения деформирующих элементов штампового инструмента, исключить силовую выпрессовку заготовок и ввести строгую регламентацию степени и вида деформаций на промежуточных этапах деформирования.

Рассмотрим пресс-форму для получения длинномерных прямоугольных стержней (рис. 1 и 2) [5].

Пресс-форма для прессования брикетов из порошкообразного материала (см. рис. 1) состоит из основания *1*, на котором размещены нижняя матрица *2*, нижний пуансон *3*, верхней матрицы *4* и верхней плиты *5*, на которой расположен верхний пуансон *6*. Между нижней *2* и верхней *4* матрицами установлен боковой пуансон *7*, контактирующий с их рабочими поверхностями и имеющий возможность перемещаться в горизонтальной плоскости за счет привода *8*, как и верхняя матрица *4*, перемещение которой осуществляется приводом *9*, расположенным на торце верхней матрицы *4*.

Основание *1* и верхняя плита *5* соединены через направляющую колонку *10*, которая центрирует оси нижнего *3* и верхнего *6* пуансонов. Направляющие колонки *10* запрессованы

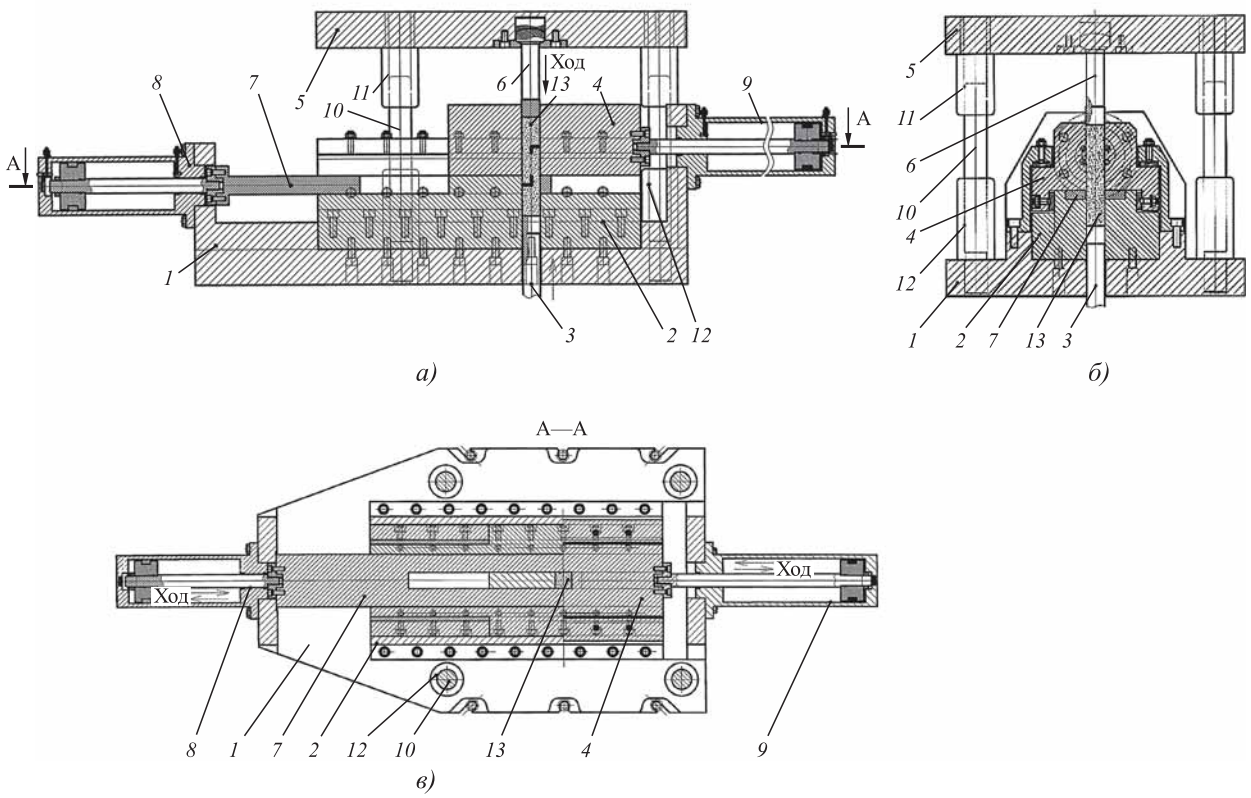


Рис. 1. Пресс-форма для многоэтапного прессования с сохранением поперечного сечения обрабатываемого материала заготовки (исходное положение):

а — вид спереди; *б* — вид слева; *в* — вид сверху

в основание *1* и контактируют с направляющими втулками *11*, установленными в верхней плите *5*. На направляющие колонки *10* надеты опорные втулки *12*, ограничивающие ход вниз верхней плиты *5* за счет контакта торцевых поверхностей направляющих *11* и опорных втулок *12*, что предохраняет устройство от поломки. Верхнюю плиту *5* крепят к ползуну пресса, а основание — к столу пресса. В матричную полость вставляют порошковую заготовку *13*, которую прессуют и получают деталь (брикет) *14* (см. рис. 2).

Пресс-форма работает следующим образом.

Основание устройства закрепляют установочными болтами на нижней плите пресса, а верхнюю плиту крепят к ползуну пресса. Рассмотрим работу пресс-формы по этапам выполнения процесса прессования:

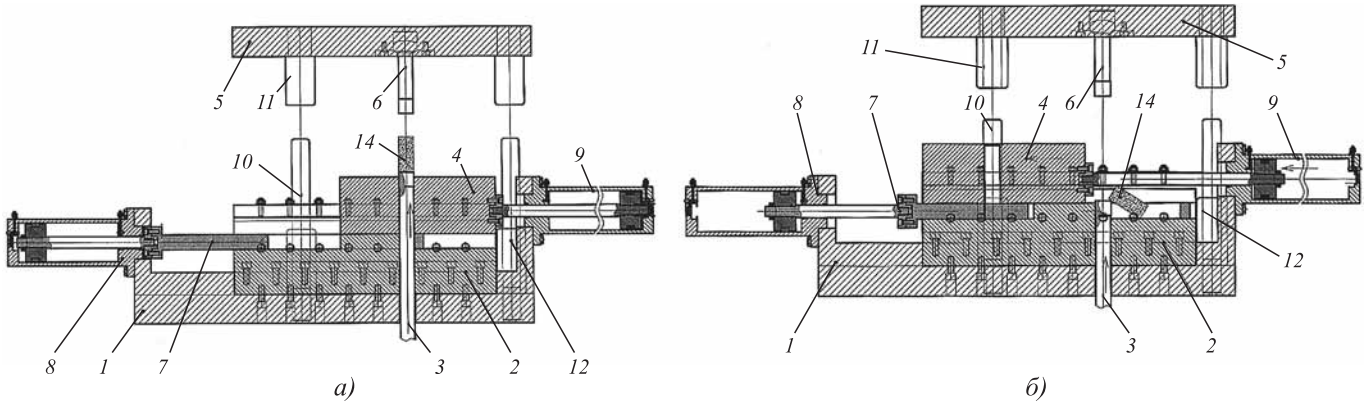


Рис. 2. Удаление прессованного брикета нижним (*а*) и боковым (*б*) пуансоном

1) поднимают ползун пресса в крайнее верхнее положение, что определяет открытую высоту устройства (см. рис. 1, *а*, *б*);

2) в верхнюю матрицу *4* засыпают порошок или вставляют брикет — предварительно спрессованную порошковую заготовку, которая проваливается через рабочее очко верхней матрицы и через зазор, образованный внутренними стенками бокового пуансона *7* и боковой стенкой нижней матрицы *2*, и укладывается на рабочий торец нижнего пуансона *3*;

3) включают пресс и опускают ползун пресса по оси *OZ* до контакта верхнего пуансона *6* с порошковой заготовкой *13* (см. рис. 1, *а*, *б*);

4) включают гидравлическую подушку пресса и одновременно перемещают (по оси *OZ*) нижний пуансон *3* и верхний пуансон *6* к общему геометрическому центру и уплотняют порошковую заготовку до заданной плотности (пористости), и начинают перемещать приводом *8* боковой пуансон *7* (по оси *OX*);

5) при выставлении рабочих торцов нижнего *3* и верхнего *6* пуансонов на одну плоскость соответствующих матриц боковой пуансон *7* начинают отводить в исходное положение приводом *8*, как и верхний пуансон *6*, при неподвижном нижнем пуансоне *3*. В этом случае скорости перемещения бокового пуансона *7* и верхнего пуансона *6* согласуются так, чтобы обеспечить сохранение объема прессуемой заготовки. На этом этапе цикл формообразования детали можно считать завершенным, если нет, то цикл формообразования повторяется;

6) по достижении бокового пуансона *7* исходного положения (в случае окончания процесса прессования детали *14*) следует перемещение нижнего пуансона *3* вверх до удаления отпрессованной детали *14* из замкнутой матричной полости (см. рис. 2, *а*).

В зависимости от технологических задач возможно повторение прессования заготовки в других различных комбинациях. Например, на этапе № 5 нижний пуансон *3* перемещается вниз с одновременным поднятием верхнего пуансона *6*, или на этапе № 6 перед удалением детали из матричной полости осуществляют подпрессовку заготовки одновременным перемещением навстречу друг другу верхнего *6* и нижнего *3* пуансонов.

Готовую деталь извлекают перемещением верхней матрицы *4* по горизонтали приводом *9* (см. рис. 2, *б*).

Ко второму направлению можно отнести пресс-формы, штамповый инструмент которых обеспечивает направленное изменение (уменьшение, увеличение) поперечного сечения заготовки [8].

Рассмотрим пресс-форму для получения методом всестороннего обжатия крупногабаритного прямоугольного керамического блока (рис. 3 и 4) [7] для последующего спекания методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Пресс-форма для прессования брикетов из порошкового материала состоит из двух разъемно-соединенных оснований — нижнего *1* и верхнего *2*. Верхнее основание можно крепить к подвижной плите пресса, а нижнее — к столу пресса. Рабочим деформирующим инструментом является составная матрица, состоящая из шести пластин, образующих замкнутый контур. На нижнем основании *1* размещен нижний пуансон *3*, напротив него, на верхнем основании *2* — верхний пуансон *4* (см. рис. 3, *а*, *б*, *г*, *д*). В боковых стенках нижнего основания расположены боковые пуансоны *5*, *6*, *7* и *8* (см. рис. 3, *в*, *е*).

Нижний пуансон *3* расположен под верхним пуансоном, с возможностью перемещения навстречу друг к другу в плоскости *XOZ*. Боковые пуансоны *5*, *6* и *7*, *8* также попарно расположены напротив друг друга с возможностью перемещения навстречу друг к другу — каждая пара пуансонов в своей плоскости: пуансоны *5*, *6* в плоскости *XOY*, а пуансоны *7*, *8* в плоскости *YOZ*.

Рабочие поверхности пуансонов контактируют с пластинами *9*, *10*, *11*, *12*, *13* и *14*, образующих сборно-разборную матрицу. Каждый пуансон перемещает контактирующую с ним пластину в направлении к центру (или от центра), при этом перемещаемая им пластина имеет дополнительно две степени свободы перемещения в плоскости, перпендикулярной направлению перемещения пуансона, вследствие смещения смежных с ней боковых пластин, которые также перемещаются под действием пуансона, соответствующего каждой из пластин.

На плите пресса ползуна, на столе пресса и по периметру пресс-формы установлены гидравлические цилиндры *15*, *16*; *17*, *18* и *19*, *20*, подсоединенные к гидростанции, штоки которых перемещают пуансоны *3*, *4*; *5*, *6* и *7*, *8* в направлении к единому геометрическому центру пресс-формы.

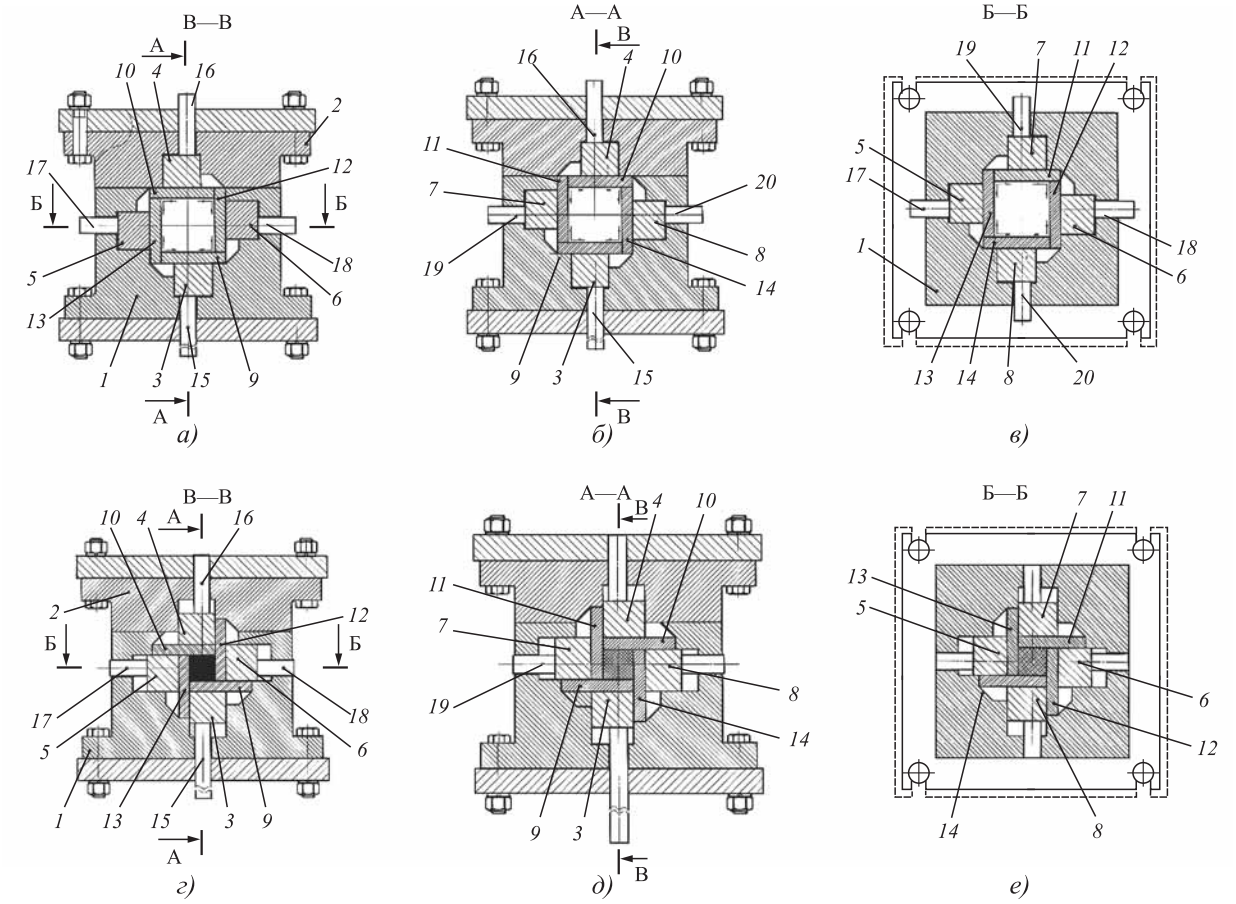


Рис. 3. Пресс-формы для многоэтапного прессования с изменяющимся поперечным сечением заготовки:
а—в — исходное положение; *г—е* — конечное положение; *а*, *г* — вид спереди; *б*, *д* — вид слева; *в*, *е* — вид сверху

Шток гидроцилиндра *15* через пуансон *3* перемещает нижнюю пластину *9*, которая в свою очередь перемещает контактирующие своими боковыми сторонами смежные между собой пластины *11*, *12* по схеме:

$$15 \to 3 \to 9 \to (11,\ 12),$$

а противолежащий шток гидроцилиндра *16* через верхний пуансон *4* и планку *10* перемещает смежные между собой планки *13*, *14* по схеме:

$16 \to 4 \to 10 \to (13,\ 14)$, таким образом происходит уменьшение брикета по оси *OZ*.

Боковые пуансоны *5*, *6* и *7*, *8*, управляемые штоки гидроцилиндров *17*, *18* и *19*, *20* перемещают опирающиеся на них пластины по следующим схемам:

по оси *OX*:

$$17 \to 5 \to 13 \to (9,\ 11),$$

$$18 \to 6 \to 12 \to (10,\ 14);$$

по оси *OY*:

$$19 \to 7 \to 11 \to (10,\ 12),$$

$$20 \to 8 \to 14 \to (9,\ 13).$$

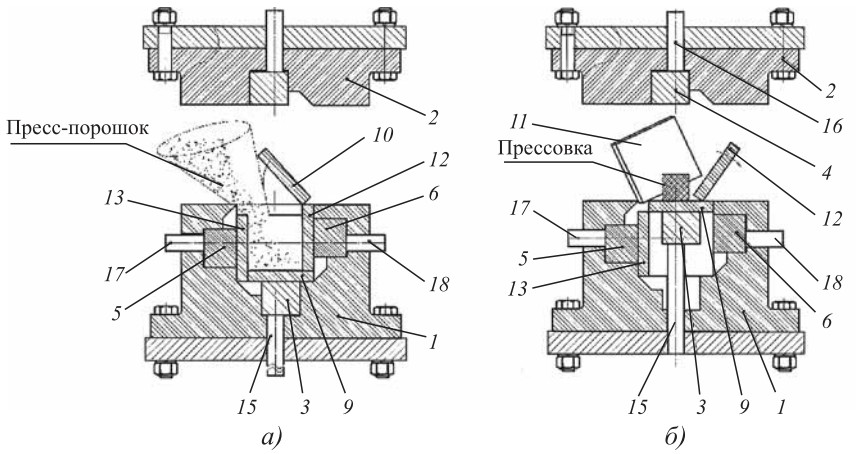


Рис. 4. Загрузка и выгрузка порошковой заготовки из пресс-формы всестороннего обжатия:
а — загрузка порошковой заготовки; *б* — выгрузка отпрессованного брикета

Схема перемещения исполнительных органов (пуансонов) пресс-формы при равномерном всестороннем обжатии порошкового материала

Шток гидроцилиндра	Пуансон	Ведущая стенка матрицы	Ведомые стенки матрицы	Направление и знак действия силы на пластину		
				X	*Y*	Z
15	*3* →	*9* →	11	+	−	+
			12	−	−	+
16	*4* →	*10* →	13	+	+	−
			14	−	+	−
17	*5* →	*13* →	9	+	−	+
			11	+	−	+
18	*6* →	*12* →	10	−	+	−
			14	−	+	−
19	*7* →	*11* →	10	−	+	−
			12	−	−	+
20	*8* →	*14* →	9	+	−	+
			13	+	+	−

Примечание. Знаки "−", "+" — перемещение пластины в сторону отрицательного и положительного направлений оси координат; стрелки "→" указывают какая пластина непосредственно перемещает соседнюю с ней пластину.

Схемы перемещения исполнительных органов (пуансонов) пресс-формы при равномерном всестороннем обжатии порошкового материала приведены в таблице.

Из таблицы следует, что каждая стенка матрицы перемещается по трем взаимно-перпендикулярным осям пространственной системы декартовых координат. При перемещении стенки матрицы между ее рабочей плоскостью и порошковым брикетом происходит силовое взаимодействие, способствующее возникновению сил контактного трения, направленных навстречу перемещению стенки матрицы и меняющихся по величине, что создает на каждой ее стенке сдвиговые деформации.

Таким образом, на объем порошкового брикета помимо сил всестороннего сжатия дополнительно действуют образованные силами трения сдвиговые деформации, каждая в своей плоскости.

Указанные сдвиговые деформации в совокупности с силами, которые создаются изменением скорости перемещения пуансонов, приводят перемешивание массы прессуемого порошка на стадии раннего уплотнения, что значительно влияет на устранение "застойных" зон и, следовательно, повышает качество конечного продукта по таким характеристикам, как анизотропия свойств по объему брикета и конечная пористость прессовки.

Конструкция пресс-формы дает возможность перемещать навстречу друг другу только одну пару противолежащих пуансонов *3* и *4*. При этом две другие пары пуансонов *5*, *6* и *7*, *8* могут оставаться на месте или перемещаться в сторону центра с разными скоростями. В данном случае происходит перемешивание слоев и частичное "вымывание" внутренних слоев на поверхность, что приводит к выравниванию плотности по объему прессуемого брикета.

Перемещение штоков гидроцилиндров фиксируется датчиками движения, которые связаны с системой управления ЧПУ и имеют обратную связь, стабилизирующую контакты поверхностей пластин сборной матрицы.

Перемещение пластин сборной матрицы и связанных с ними пуансонов назовем "ведущим" перемещением, а боковое перемещение для каждой пластины, производимое за счет бокового перемещения сопрягаемых с ней пластин, — "ведомым" перемещением.

Работа пресс-формы осуществляется следующим образом.

В матричную полость, образованную пластинами, дозированно загружают материал (см. рис. 4, *а*).

Пресс основным рабочим ходом вниз сжимает основания *1* и *2* между собой и замыкает пространство внутри матричной полости за счет контактов между пластинами *9*, *10*; *11*, *12* и *13*, *14* посредством гидроцилиндров *15*, *16*; *17*, *18* и *19*, *20*, работающих от общей гидростанции. Конкретная технология прессования зависит от требуемой формы изделия и может включать в себя одновременное или попарное перемещение пуансонов с одинаковыми или разными скоростями, от чего также зависит распределение пористости материала по объему брикета.

Перемещение нижним гидроцилиндром *15* пуансона *3* приводит к перемещению пластины *9* в плоскости *ZOX* (см. рис. 3, *а*). Пластина *9* является опорой для двух смежных пластин *11*, *12* и контактирует с парой смежных между собой пластин *13* и *14*, которые перемещают пласти-

ну *10* в плоскостях *XOZ* и *YOZ* — взаимно-перпендикулярных направлениях [0 (−*X*); 0 (+*Y*)], в соответствии с перемещениями взаимодействующих на них пуансонов *5* [0 (+*X*)] и *8* [0 (−*Y*)], каждая пластина перемещается в своем направлении.

Перемещение верхним гидроцилиндром *16* верхнего пуансона *4* приводит к перемещению пластины *10* (см. рис. 3, *а*). Пластина *10* является опорой для двух смежных пластин *13* и *14*, которые перемещают пластину *9* в плоскостях *XOZ* и *YOZ* во взаимно-перпендикулярных направлениях [0 (+*X*); 0 (−*Y*)], таким образом, каждая пластина перемещается в своем направлении.

Перемещение боковым гидроцилиндром *17* бокового пуансона *5* приводит к перемещению пластины *13* (см. рис. 3, *а*). Пластина *13* является опорой для двух смежных пластин *9* и *11*, каждая из которых перемещает пластину *12* в плоскости *XOY* и *XOZ* во взаимно-перпендикулярных направлениях [0 (−*Y*)] и [0 (+*Z*)]. При этом каждая пластина перемещается в своем направлении.

Аналогичные перемещения пластин происходят при перемещении гидроцилиндров *18*, *19* и *20*. Ведущие пластины (*9—14*) перемещаются в сторону геометрического центра пресс-формы, что в совокупности приводит к всестороннему сжатию материала заготовки.

По окончании прессования штоки силовых гидроцилиндров (*15—20*) возвращают в исходное положение пластины составной матрицы, освобождая доступ к спрессованному брикету. Нижний шток силового гидроцилиндра поднимает планку *9* и выводит спрессованный брикет из матричной полости (см. рис. 4, *б*).

Наличие большой степени свободы подвижных деформирующих элементов — стенок матрицы (18 перемещений) и создания условий сдвига объема прессуемого материала — позволяет устранить "застойные зоны" в изделии, характеризующиеся менее плотными и свободными от деформации объемами тела, в которых во время релаксации остаточных напряжений возникают растягивающие напряжения, препятствующие выравниванию напряженного состояния по объему пресс-изделия. Это приводит к снижению механических свойств пресс-изделия и является причиной его разрушения (в частности, расслойные трещины).

Моделирование процесса последовательного (трехэтапного) сжатия параллелепипеда с изменением на 90° направления деформирования показало увеличение в объеме прессовки накопленной деформации более чем в 1,5 раза [9].

Заключение. Использование пресс-форм с "плавающим" штамповым деформирующим инструментом позволяет получать объемные брикеты из порошковых керамических материалов с изотропной структурой, характеризующейся равномерным распределением пористости по объему прессовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попильский Р.Я., Пивинский Ю.Е.** Прессование порошковых керамических масс. М.: Металлургия, 1983. 176 с.
2. **Бережной В.Л., Щерба В.Н., Батурин А.И.** Прессование с активным действием сил трения. М.: Металлургия, 1988. 296 с.
3. **Вайцехович С.М.** Пресс-инструмент для получения заготовок радиальным выдавливанием // Порошковая металлургия. 1995. № 1/2. С. 110—118.
4. **Пат. 1447508 РФ, МПК B 21 J 5/00.** Способ получения изделий радиальным выдавливанием / С.М. Вайцехович, А.А. Мишулин, С.А. Стебунов и др.; опубл. 30.12.1988, Бюл. № 48.
5. **Пат. 160347 РФ, МПК[7] B 21 J 5/00, B 23 D 15/40, B 26 F 1/00.** Пресс-форма для прессования брикетов из порошкообразного материала / С.М. Вайцехович, А.С. Кужель, В.М. Михалевич и др.; опубл. 20.03.2016, Бюл. № 8.
6. **Вайцехович С.М.** Способы деформирования порошковых материалов в пресс-формах с плавающим штамповым инструментом // Порошковая металлургия. 1995. № 3/4. С. 93—97.
7. **Пат. 2510308 РФ, МПК[7] B 22 F 3/02, B 22 F 3/03, B 30 B 15/02.** Способ прессования брикетов из порошкообразного материала и пресс-форма для его осуществления / С.М. Вайцехович, Г.Г. Кривенко, А.В. Бараев и др.; опубл. 27.03.2014, Бюл. № 9.
8. **Вайцехович С.М.** Пресс-форма для прессования всесторонним обжатием заготовок прямоугольной формы // Порошковая металлургия. 1992. № 7. С. 94—97.
9. **Тензорно-нелинейная** модель разрушения деформируемых материалов Мишулина—Михалевича / С.М. Вайцехович, В.М. Михалевич, А.В. Бараев, Г.Г. Кривенко // Технология машиностроения. 2016. № 10. С. 18—25.

Сергей Михайлович Вайцехович, канд. техн. наук;
Алексей Викторович Бараев;
Георгий Георгиевич Кривенко,
info@tmnpo.ru

УДК 621.7.043

В.А. Демин, А.В. Ромасенко, В.А. Костылев
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Отбортовка отверстия под резьбу более М6

Приведены результаты теоретического и экспериментального исследований процесса отбортовки отверстия под метрическую резьбу до М12. Для достижения поставленной задачи после отбортовки осуществляется осадка ступенчатым пуансоном. Математическая модель построена с использованием программного комплекса QForm и критерия разрушения Колмогорова.

Ключевые слова: машиностроение; обработка металлов давлением; отбортовка; осадка.

The results of theoretical and experimental investigations of the flanging process of hole for metric thread up to M12 are presented. To achieve the task after the flanging, the upsetting is carried out by stepped punch. The mathematical model is constructed using the QForm software complex and the Kolmogorov destruction criterion.

Keywords: mechanical engineering; plastic metal working; flanging; upsetting.

В современных конструкциях достаточно часто на листовом материале необходимо закрепить другую деталь на резьбе. Наибольшее распространение получили три способа крепления (рис. 1):

1) нарезание резьбы непосредственно в листе (рис. 1, *а*);

2) нарезание резьбы в предварительно отбортованном отверстии (рис. 1, *б*);

3) контактная сварка гайки с металлическим листом (рис. 1, *в*).

Первый способ, как правило, применяют для резьбы до М3.

Отбортовку используют для резьбы до М5. ОСТ 4.010.015—79 "Отверстия, разбортованные под резьбы" устанавливает размеры отверстий, получаемых отбортовкой для последующего нарезания резьбы под метрические резьбы М2...М5, для толщин от 1 до 2 мм. При этом резьбу необходимо изготовлять по классу прочности 3.6 и 4.6, который допускает изготовление гайки из стали Ст3 [1].

Однако ОСТ 1.03728—74 "Отбортовки под внутреннюю резьбу. Размеры" устанавливает размеры отбортованных отверстий под метрическую резьбу с крупным шагом до М5 для деталей из листовых материалов: стали 10, 20, 12Х13, 20Х13, 12Х18Н10Т; алюминиевых сплавов АМцМ, Д16АМ; латуни Л63М, Л68М; меди М1М, М3М.

По третьему способу предварительно изготовленную гайку приваривают контактной сваркой к листу. Рекомендованные размеры гаек от М4 до М14 и размеры под ключ от 13 до 24. При сборке рекомендуется фиксировать гайку гаечным ключом для предотвращения отрыва гайки от листа. Этот способ наиболее затратный, так как трудоемкость и металлоемкость намного больше, чем по первым двум технологическим процессам.

Отбортовка позволяет получать отверстия под внутреннюю резьбу с минимальными трудоемкостью и металлоемкостью. Однако данную технологию редко применяют в промышленности, так как максимальная высота борта ограничена пластичностью применяемого материала и на торце отбортованного отверстия происходит существенное утонение металла (до 20 %).

Для увеличения высоты борта известно много вариантов интенсификации отбортовки [2], но широкого применения в промышленности они не нашли.

В работах [3, 4], посвященных отбортовке вращающимся пуансоном, показано, что длина нарезаемой резьбы обеспечивается образованием

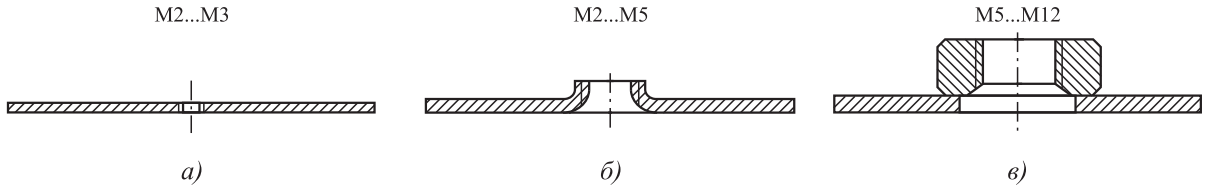


Рис. 1. Варианты изготовления отверстия под резьбу в листовом материале:
а — резьба, нарезанная в листе металла; *б* — резьба, нарезанная на цилиндрической части борта, полученного отбортовкой; *в* — гайка, приваренная к листу металла

отбортовки вокруг отверстия. Метод безотходен и не требует применения специального оборудования. Получаемые отверстия соответствуют допуску внутреннего диаметра резьбы 7-й степени точности. Однако поверхность отверстия и торец имеют низкое качество из-за интенсивного нагрева металла и разрывов по торцу.

В работе [5] предложено после отбортовки проводить осадку полученного борта, что может привести к увеличению цилиндрической части отбортованного борта и, как следствие, к повышению прочности резьбы.

В данной статье исследован технологический процесс получения отверстия под резьбу: отбортовка и затем осадка полученного борта.

Моделирование процессов отбортовки и осадки проведено в программном комплексе QForm VX. Исходные данные для расчета:

— материал заготовки сталь 08кп ($\sigma_в$ = = 300 МПа);

— толщина материала заготовки $s = (2 \pm 0{,}16)$ мм;

— отбортовка отверстия для последующего нарезания на внутренней поверхности борта резьбы М12 с шагом 1,25;

— диаметр пуансона для отбортовки 10,2 мм (ГОСТ 19257—73);

— закон трения — Кулона, коэффициент трения $\mu = 0{,}1$.

Процессы листовой штамповки, как правило, ограничиваются потерей устойчивого деформирования металла в виде трещин и складок, поэтому расчет необходимо вести с учетом критериев разрушения.

Экспериментально установлено, что разрушение начинается с т. *A* (рис. 2). Также это подтверждено теоретически, так как в данной точке на протяжении всей операции происходит растяжение, что показывает параметр Лоде—Надаи (см. рис. 2):

$$\psi = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p} \frac{\sigma_1^+}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}_p,$$

где $\bar{\varepsilon}_p$ — приращение накопленной пластической деформации;

σ_1^+ — максимальное растягивающее напряжение;

$\bar{\sigma}$ — интенсивность напряжений.

Результаты расчета процесса отбортовки представлены на рис. 3.

Как видно из рис. 3, критерий Кокрофта—Лэтэма неправильно показывает место разруше-

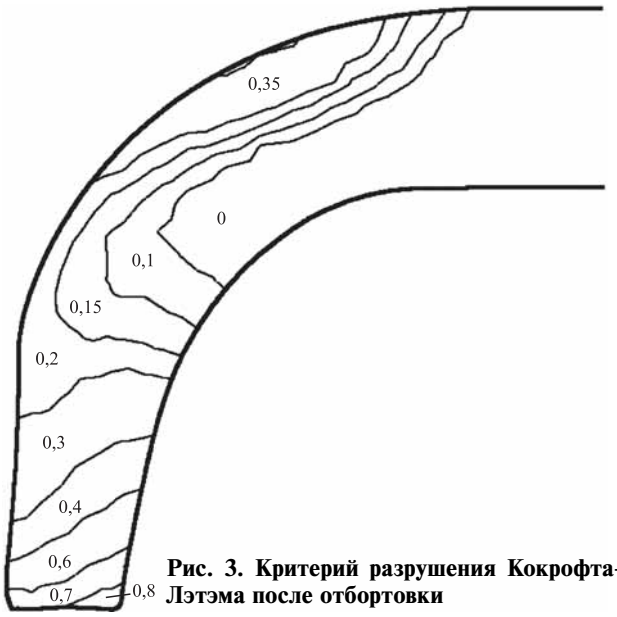


Рис. 3. Критерий разрушения Кокрофта—Лэтэма после отбортовки

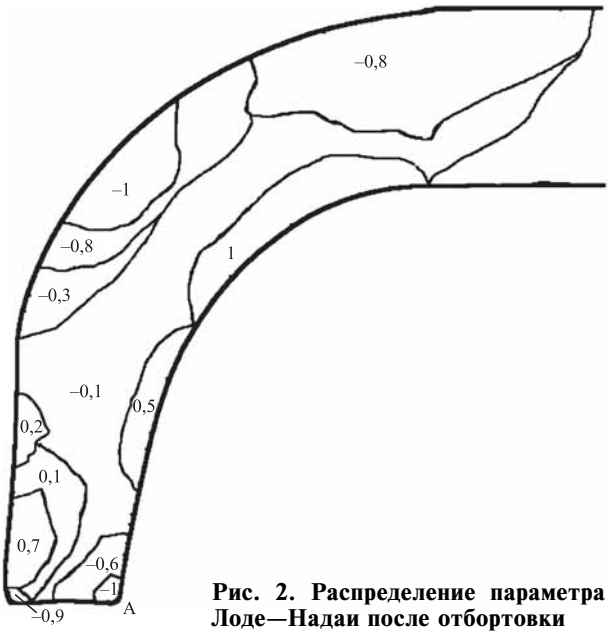


Рис. 2. Распределение параметра Лоде—Надаи после отбортовки

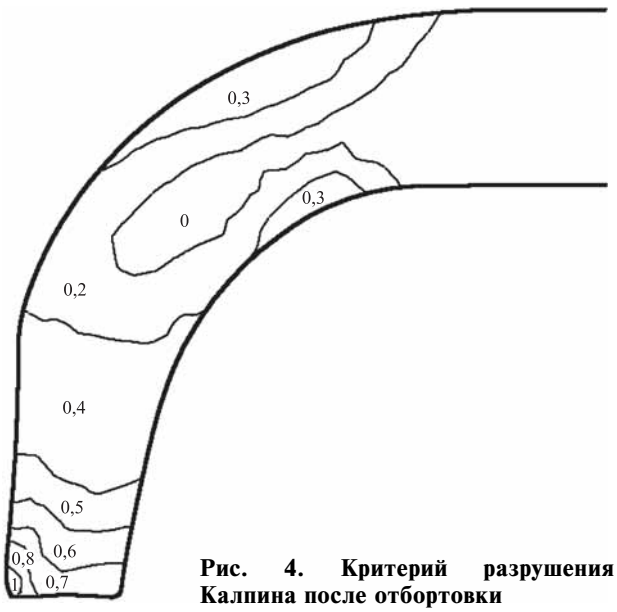


Рис. 4. Критерий разрушения Калпина после отбортовки

ния металла, поэтому применение его для анализа процесса отбортовки нецелесообразно.

Дальнейший анализ проводили по критериям Калпина и Колмогорова.

Критерий Калпина:

$$\Psi = \int_0^{\bar{\varepsilon}_0} \left(n\varphi_0 \varepsilon_0^{n-1} + \frac{\varphi_0 \varepsilon_{\text{пр}}^n(\eta_k)}{\varepsilon_{\text{пр}}(\eta_k)} \right) d\varepsilon_0 < 1,$$

где $\bar{\varepsilon}_0^*$ — степень деформации, накопленная к концу процесса формоизменения;

ε_0 — накопленная деформация;

n, φ_0 — коэффициенты;

$\varepsilon_{\text{пр}}(\eta_k)$ — предельное значение накопленной деформации.

Критерий Колмогорова:

$$\psi = \int_0^{\bar{\varepsilon}_0} \frac{d\bar{\varepsilon}_0}{\varepsilon_0^*},$$

где ε_0^* — предельная интенсивность логарифмической деформации для заданного напряженно-деформированного состояния.

Критерии рассчитывали в QForm с помощью написанных авторами статьи подпрограмм в формате .Lua.

На рис. 4 показано распределение критерия разрушения Калпина после отбортовки. Как видно из рис. 4, критерий также показывает место разрушения неправильно.

На рис. 5 приведено распределение критерия разрушения Колмогорова после отбортовки. В данном случае критерий точно указывает место разрушения.

После отбортовки для увеличения цилиндрической части осуществляли осадку. Так как критерий Колмогорова предназначен для монотонной деформации, то перед осадкой необходимо пересчитать критерий Колмогорова, как отношение накопленной деформации к предельной деформации.

Распределение критерия Колмогорова перед и после осадки показано на рис. 5, *б*, *в*. Из результатов расчета видно, что осадка не приводит к появлению трещин и весь техно-

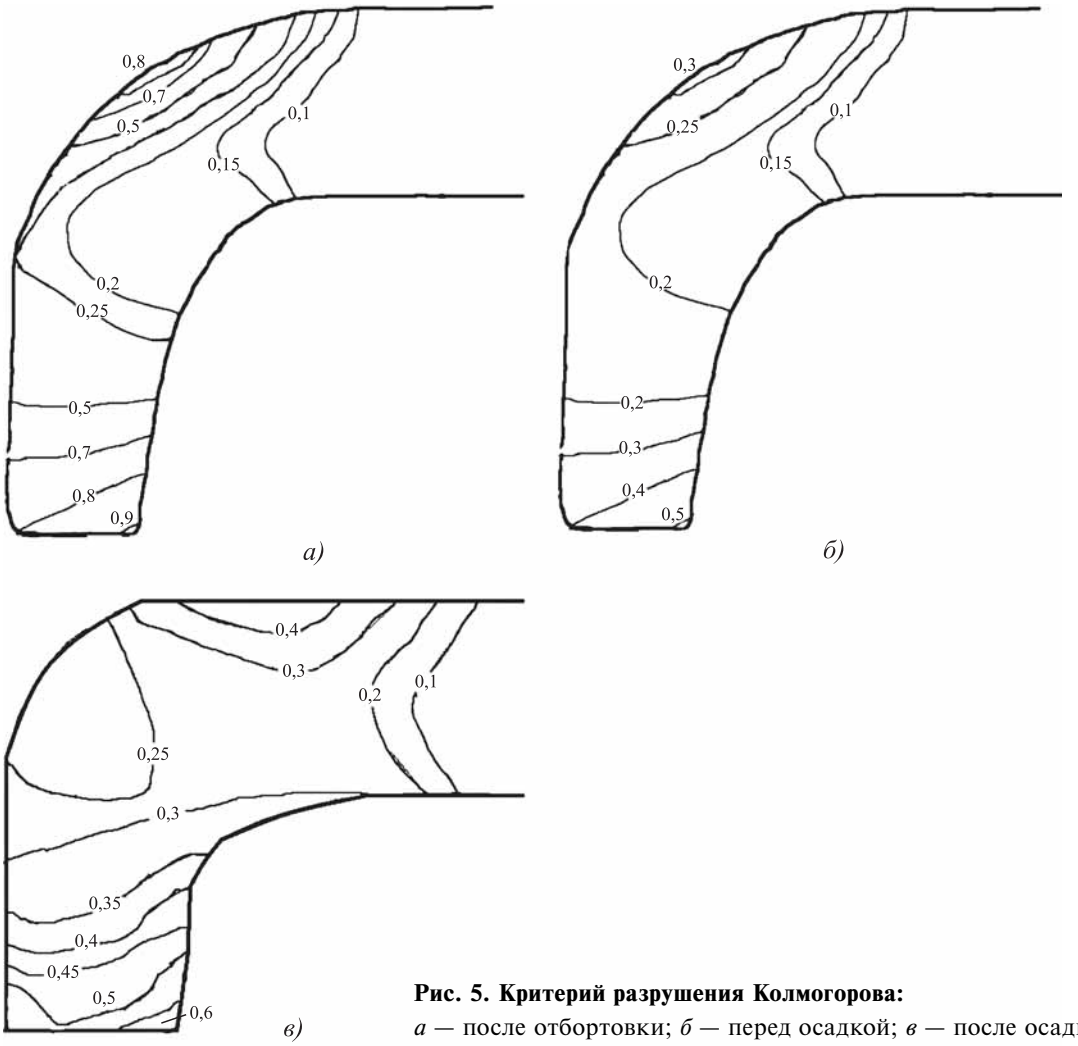


Рис. 5. Критерий разрушения Колмогорова:
а — после отбортовки; *б* — перед осадкой; *в* — после осадки

логический процесс ограничивается разрушением при отбортовке.

Измерения показали, что цилиндрическая часть отбортованного отверстия увеличилась от 2,8 до 3,5 мм.

Экспериментальное исследование проводили на стали 08. Высота цилиндрической части борта после отбортовки составляла 2,6...2,8 мм. Высота борта после осадки 3,8...3,9 мм.

На части заготовок нарезали резьбу после отбортовки, а на другой части заготовок — после отбортовки и осадки.

Затем полученные образцы испытывали на срез резьбы. Испытания показали, что для отбортованных отверстий сила среза равна (12,8 ± 0,2) кН, а после отбортовки и осадки — (16,4 ± 0,5) кН.

Таким образом, применение осадки после отбортовки увеличивает силу среза резьбы более чем на 20 %.

Выводы

1. Критерии разрушения Кокрофта—Лэтэма и Калпина неправильно показывают место разрушения при отбортовке.

2. Применение отбортовки с последующей осадкой позволяет увеличить силу среза резьбы более чем на 20 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Иванов М.Н., Финогенов В.А.** Детали машин: учебник. М.: Юрайт, 2015. 408 с.

2. **Листовая** штамповка. Расчет технологических параметров: справочник / В.Е. Ершов, О.В. Попов, А.С. Чумадин и др. М.: Изд-во МАИ, 1999. 516 с.

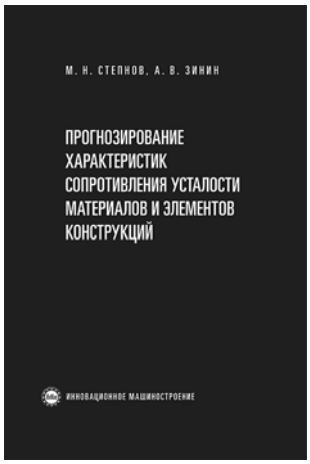
3. **Формообразование** отверстий под резьбу вращающимся пуансоном в тонколистовых заготовках с принудительной подачей / П.В. Шаламов, Д.А. Савельев, Н.Д. Миронов, Ю.В. Казанцева // Вестник ЮУрГУ. Сер. "Машиностроение". 2014. Т. 14. № 3. С. 62—66.

4. **Шаламов П.В.** Формирование отверстий вращающимся пуансоном в листовой заготовке // Вестник ЮУрГУ. Сер. "Машиностроение". 2011. Вып. 18. № 31. С. 81—84.

5. **Демин В.А.** Проектирование процессов толстолистовой штамповки на основе прогнозирования технологических отказов. М.: Машиностроение-1, 2002. 186 с.

Виктор Алексеевич Демин, д-р техн. наук,
va_demin@bk.ru;
Александр Владимирович Ромасенко;
Вячеслав Александрович Костылев

ИзМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



Степнов М.Н., Зинин А.В.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

М.: Инновационное машиностроение, 2016. 392 с.

Цена 1000 руб.

Монография содержит систематическое изложение существующих расчетных методов оценки характеристик сопротивления усталости традиционных конструкционных и новых композитных материалов на основе полимерной матрицы, а также методов расчета выносливости типовых элементов высоконагруженных конструкций.

Методология расчетных методов определения характеристик выносливости основана на использовании статистических данных о характеристиках механических свойств материалов при кратковременном нагружении и экспериментально обоснованных моделей учета влияния различных факторов на несущую способность конструкций при циклическом нагружении. Показано, что применение предлагаемых расчетных методов обеспечивает достаточно высокую точность оценки характеристик сопротивления усталости, не уступающую показателям точности экспериментальных исследований. Особое внимание уделено вопросам возможности оценки характеристик усталости полимерных композитных материалов в зависимости от их структурных параметров и особенностей механического поведения и механизмов усталостного разрушения.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторских и технологических бюро, лабораторий механических испытаний, научных сотрудников, аспирантов и студентов механических специальностей.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 669.017:539.3

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

Особенности формирования прикромочных трещин при производстве горячекатаного проката на современных толстолистовых, широкополосных станах и литейно-прокатных комплексах. Часть 1

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

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

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

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

Введение. В 2016 г. на российских предприятиях произведено более 10 млн т горячекатаной листовой и рулонной стали. Подобную продукцию изготовляют на непрерывных широкополосных станах 2000 (ММК, НЛМК, ЧерМК), 2500 (ММК), комбинированном стане 2800/1700 (ЧерМК), станах 2800 (Ашинский МЗ, ОХМК), станах 5000 (ММК, ВМЗ, Северсталь) и на других станах.

Большую часть листовой и рулонной стали используют для ответственных объектов: трубопроводы, машиностроительные и судостроительные проекты, железнодорожные и автомобильные мосты, проекты военно-промышленного комплекса. В связи с этим необходимо обеспечение высокого качества продукции при стабильном технологическом процессе.

Многолетний мировой опыт показал, что при производстве проката нередко образуются поверхностные дефекты, характер и природа возникновения которых могут быть различными. Существуют отдельные виды наиболее распространенных дефектов: прокатные и сталеплавильные плены, деформационные рванины, трещины и др. При этом практически на каждом листе или полосе есть дефекты в прикромочной зоне, обычно они располагаются на небольшом расстоянии от боковой кромки до 5...10 мм, в отдельных случаях до 40 мм и более.

Очевидным решением по борьбе с прикромочными дефектами является увеличение боковой обрези, что значительно увеличивает расходный коэффициент металла, а следовательно, и себестоимость продукции.

Часто дефекты наследуются от исходной заготовки, например, сляба. Поэтому особенно трудной задачей является борьба с дефектами при производстве в условиях литейно-прокатных комплексов, поскольку при такой схеме отсутствует возможность инспектирования слябов и устранения дефектов перед прокаткой.

Таким образом, классификация прикромочных дефектов, их выявление, определение причин возникновения и способов устранения актуальны в условиях толстолистовых станов, традиционных непрерывных широкополосных станов и литейно-прокатных комплексов. Основные дефекты в прикромочной зоне — закаты, плены, волосовины и раскатанные трещины (далее использовали термин "прикромочная трещина", характеризующий дефект по месту расположения).

Цель работы — выявление направлений, способствующих снижению количества прикромочных трещин горячекатаного проката на современных толстолистовых, широкополосных станах и литейно-прокатных комплексах. Проанализированы факторы, влияющие на формирование дефектов, показаны современные технологические решения, позволяющие исключить или значительно уменьшить появление прикромочных трещин.

Прикромочная трещина (рис. 1) представляет собой ориентированную в направлении прокатки несплошность, расположенную на расстоянии от 5 до 50 мм от кромки проката, с мелкими языкообразными отслоениями.

Причины возникновения дефектов в прикромочной зоне рулонного проката. Прикромочные трещины имеют сложный механизм образования. В работе [1] проведена оценка изменения пластичности трубной стали прочности К60 по ходу прокатки на стане 5000 с учетом накопленной деформации, выполнена имитация режима.

Моделировали процесс прокатки листа толщиной 26,5 мм и шириной 4250 мм. Среднюю пластичность металла определяли по результатам имитации прокатки по среднемассовой температуре, пластичность поверхностных захоложенных слоев и кромочной области — по температуре поверхности и кромки раската. Температура нагрева сляба толщиной 315 мм под прокатку составляла 1200 °С.

Также исследовали пластичность стали Х42 — относительное сужение ψ в шейке при имитации прокатки листа толщиной 4,8 и 15,8 мм из сляба 250 мм на стане 2000. Исследуемые трубные стали обладают высокой пластичностью на всем протяжении черновой и чистовой прокатки. При типовых режимах прокатки, принятых на станах 2000 и 5000, разрушения металла не должно происходить ни на поверхности, ни в среднем по сечению, ни в кромочных областях раската.

По данным [2—8], образование дефектов в прикромочной зоне в основном связано с наличием дефектов на исходной заготовке — это внутренние, поверхностные угловые, продольные и поперечные трещины, следы качания на узкой и широкой гранях, наличие острых захоложенных углов, искаженная форма узкой грани сляба, трещины, полученные при разгибании заготовки на выходе с МНЛЗ по малому радиусу. В процессе прокатки дефекты "залечиваются" или из-за наличия неравномерности деформации "раскрываются", образуя трещину в прикромочной зоне прокатываемой полосы.

Из теории прокатки известно, что наличие контактного трения приводит к появлению растягивающих напряжений во внутренних слоях и способствует раскрытию внутренних и поверхностных дефектов в прикромочной зоне полосы [6, 7]. В последующих проходах из-за наличия контактных сил трения бочкообразная кромка постепенно переходит на верхнюю и нижнюю поверхность полосы. Дефекты, находящиеся на узкой грани, могут привести к образованию дефектов на поверхности прокатываемой полосы в прикромочной зоне.

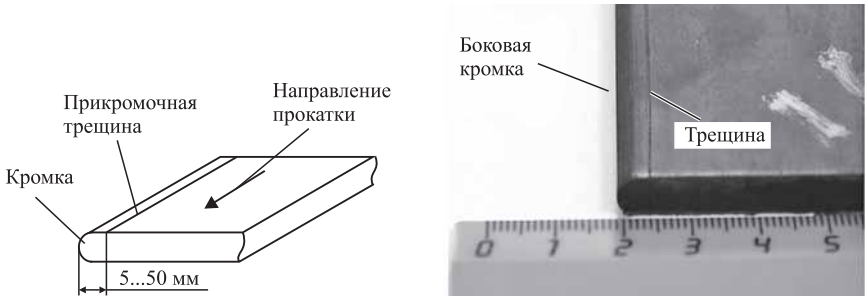


Рис. 1. Место расположения прикромочной трещины на поверхности листа (*а*) и внешний вид прикромочной трещины (*б*)

Рис. 2. Следы качания кристаллизатора на боковой кромке сляба

Дефекты непрерывно-литой заготовки и причины их образования. Поперечные трещины. В основном образование поперечных трещин связано с влиянием возвратно-поступательного движения кристаллизатора. Вследствие качания кристаллизатора на поверхности слитка образуются пропорционально амплитуде качания, с определенным шагом поперечные впадины-складки глубиной 1...1,5 мм (рис. 2) [6].

В местах расположения впадин теплоотвод значительно ниже из-за отсутствия контакта оболочки сляба со стенками кристаллизатора. При деформации на криволинейных машинах, при грубых нарушениях технологии разливки в этих сечениях появляется опасность образования поперечных трещин. Таким образом, образование поперечных трещин связано с режимом качания кристаллизатора: при оптимальном режиме качания меньше вероятность образования поперечных трещин [4, 5].

Для уменьшения шага и глубины складок, неравномерности нарастания оболочки слитка можно увеличить частоту качания до 80...100 мин$^{-1}$ (шаг 6...10 мм) с учетом обеспечения необходимого времени опережения [4]. В работе [7] указано, что количество трещин на поверхности заготовки снижается при уменьшении периода обратного хода кристаллизатора в общем времени цикла.

Внутренние трещины. Внутренние трещины образуются при критическом значении растягивающих напряжений на границе твердой и жидкой фаз. Практически все внутренние напряжения образуются в интервале температур горячей хрупкости (ниже солидуса). С увеличением содержания легирующих элементов (главным образом серы, фосфора и соотношения Mn/S) сталь становится более чувствительной к образованию внутренних трещин [4—7].

Главным критерием появления трещин является отношение скоростей нарастания прочности и напряжений при формировании и охлаждении сляба. В первый момент подвергаются усадке, пропорциональной перепаду температур, поверхностные слои затвердевшей заготовки, сжимающие при этом внутренние слои. Деформация укорочения не нарушает сплошности металла. В наружных слоях не будет образовываться заметных напряжений, так как их усадка практически не оказывает сопротивления со стороны внутренних слоев, температура которых находится в области пластических деформаций [6].

По мере нарастания толщины корочки скорость снижения температуры и усадки будет больше, чем во внутренних слоях. Охлажденные наружные слои будут препятствовать усадке внутренних слоев, в которых при достаточных напряжениях образуются трещины, ориентированные поперек направления усадки.

На поперечных темплетах слябов из углеродистой стали при высокой интенсивности вторичного охлаждения всей или части периметра наблюдали внутренние трещины, перпендикулярные узким и широким граням. Трещины (рис. 3), как правило, располагались под ужиминами и ближе к узким граням.

Внутренние трещины образуются вблизи фронта затвердевания и распространяются в более охлажденную часть оболочки до условного нейтрального слоя, за которым напряжения меняют знак на отрицательный. Положение нейтрального слоя зависит от тем-

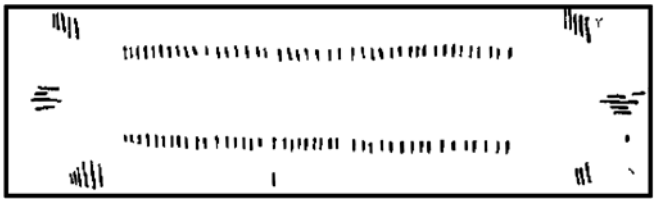


Рис. 3. Расположение внутренних трещин ближе к узким граням

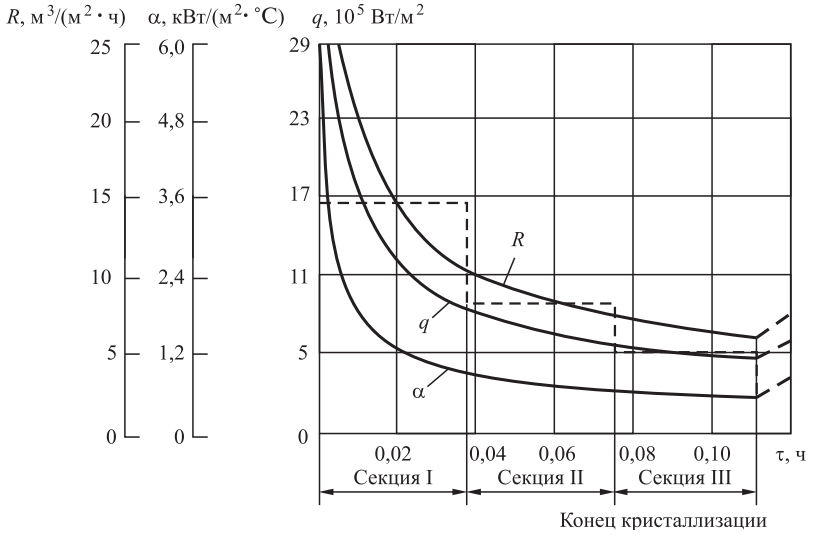


Рис. 4. Изменение отводимой от сляба поверхностной плотности теплового потока *q*, коэффициента теплоотдачи α и удельного расхода воды *R* в зоне вторичного охлаждения при оптимальном режиме

пературной изохоры по сечению оболочки. С уменьшением скорости разливки толщина оболочки на данном горизонте будет увеличиваться, нейтральный слой удаляться от поверхности сляба.

Для получения качественной структуры сляба без внутренних трещин при выборе режима вторичного охлаждения необходимо учитывать постоянство температуры по высоте сляба таким образом, чтобы температурные напряжения внутренних слоев металла из-за усадки относительно поверхностных слоев (более холодных и прочных) не превышали допустимых значений. Поэтому в начальный период затвердевания удельный расход воды *R* должен быть максимально возможным. По окончании затвердевания желательно увеличение *R*, чтобы не допустить больших внутренних растягивающих напряжений (рис. 4) [3, 6].

Угловые продольные трещины. Угловые трещины являются следствием образующегося между слябом и кристаллизатором газового зазора (рис. 5, *а*), который приводит к возникновению продольных напряжений от изгиба оболочки под действием ферростатического давления, а также к местному снижению скорости затвердевания и появлению разогретых участков оболочки, обладающих пониженными механическими свойствами (рис. 5, *б*, *в*).

В литературе нет количественной информации о геометрии "газового зазора" для кристаллизаторов МНЛЗ в процессе формирования теплового и напряженно-деформируемого состояний в области углов сляба. Это осложняет изучение причин возникновения рассматриваемого вида трещин и не позволяет установить зависимости влияния на их образование технологических параметров и конструкции кристаллизатора, что сдерживает разработку эффективных мер по предупреждению дефекта.

На Донецком металлургическом заводе провели исследования разливаемого сляба 150×1000 мм из стали с 0,2 % С. Данная сталь наиболее подвержена образованию трещин

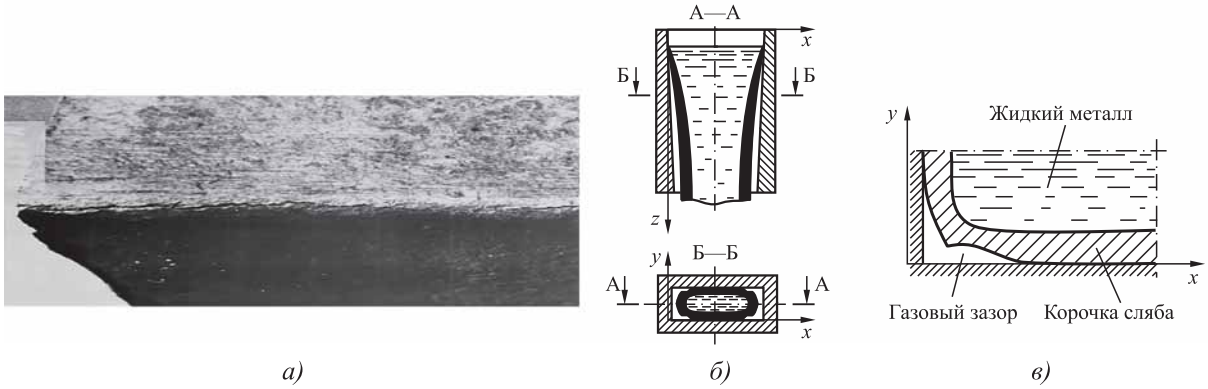


Рис. 5. Процесс образования газового зазора между стенками кристаллизатора и узкими и широкими гранями сляба:

а — общий вид угловой трещины; *б* — процесс образования газового зазора по мере прохождения металла через кристаллизатор; *в* — место образования газового зазора в угловой части сляба [3—6]

в высокотемпературном интервале хрупкости [6].

В результате усадки граней сразу под уровнем зеркала кристаллизатора в области углов образуется газовый зазор, который приводит к изгибу оболочки под действием ферростатического давления жидкого металла и ухудшает отвод тепла от поверхности сляба к стенкам кристаллизатора. Появление газового зазора снижает скорость роста толщины и прочностных свойств оболочки сляба вследствие уменьшения скорости падения температуры во внутренних слоях становится выше, чем в наружных.

Влияние данных факторов приводит к возникновению во внутренних волокнах оболочки около угла значительных растягивающих напряжений. С учетом низкой прочности стали в таких местах может происходить зарождение трещин, которые при дальнейшей обработке могут проявиться на поверхности. Наиболее опасные условия (вызывающие трещинообразование) возникают примерно на 10...20-й с затвердевания на расстоянии 7...15 мм от угла, что подтверждено реальным расположением трещин на промышленных заготовках [6]. Значения критериев растрескивания на узкой грани значительно выше.

На рис. 6 приведены результаты расчетов для скорости разливки 12 м/мин. В результате усадки граней в области углов образования газового зазора и искажения граней около угла во внутренних слоях оболочки образуются значительные растягивающие напряжения, которые из-за низкой прочности в данных местах приводят к образованию трещин.

Изменение формы боковой кромки в зависимости от ширины и скорости разливки сляба. Большое влияние на образование трещин в прикромочной зоне оказывает искажение узкой грани заготовки. Из-за недостаточной толщины корочки узкой грани сляба на выходе из кристаллизатора МНЛЗ за счет воздействия ферростатического давления жидкой стали происходит выдавливание середины узкой грани (рис. 7).

Детальное исследование искажения профиля непрерывнолитых слябов с размерами поперечного сечения 270×1200 мм было проведено с использованием 300 угловых темплетов, вырезанных из заготовок [8]. Искажением профиля непрерывнолитого сляба, формирующегося в условиях недостаточной поддержки узких граней, являются выпуклость узких граней 3...15 мм и вогнутость приребровой зоны широких граней шириной 50...143 мм от угла сляба и глубиной 0,5...4,0 мм.

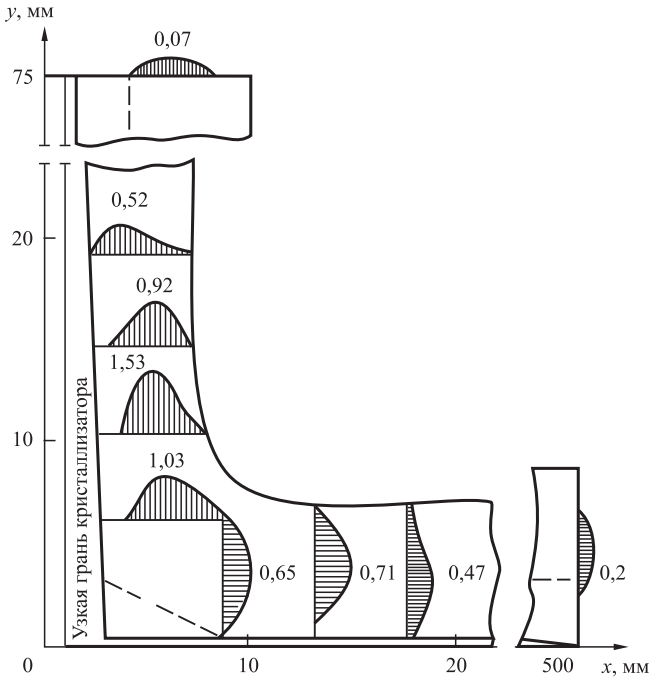


Рис. 6. Распределение коэффициента растрескивания в поперечном сечении сляба (*x*, *y* – расстояние от угла к середине широкой и узкой грани сляба соответственно, штриховой линией показана изотерма *t* = 1340 °С)

Выявленная взаимосвязь между выпуклостью узкой грани сляба и параметрами зоны вогнутости широкой грани заготовки позволяет предположить следующий механизм формирования искажения профиля отливае-

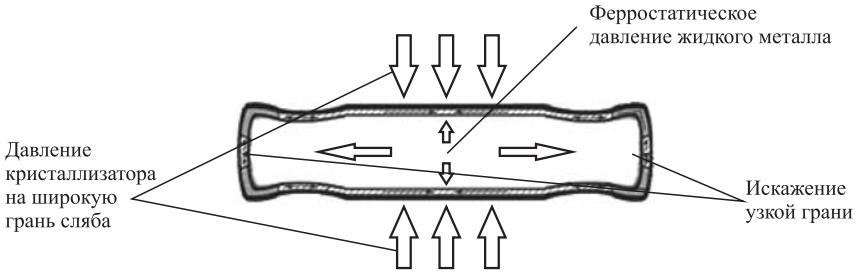


Рис. 7. Схема профиля заготовки сечением 270×1200 мм на выходе из кристаллизатора МНЛЗ

мой заготовки. Главной причиной образования такого дефекта является недостаточная толщина корочки сляба толщиной 270 мм на выходе из кристаллизатора при используемом температурно-скоростном режиме разливки [4, 5].

Выявлена следующая зависимость для сляба шириной $b = 1200$ мм, полученного на стане 2800: при изменении толщины сляба от 190 до 270 мм искажение узкой грани увеличивается, а количество дефектов в прикромочной зоне возрастает (рис. 8) [2, 3].

В последние годы введены в эксплуатацию литейно-прокатные комплексы с тонкослябовыми МНЛЗ (толщина сляба 50...110 мм). Скорость разливки на таких машинах может достигать 7...8 м/мин, а искажение боковой грани сляба становится более выраженным [2, 3].

При изучении формообразования узкой грани слябов толщиной $h = 90$ мм (скорость разливки до 4 м/с) выявлено, что узкая грань бывает трех видов:

1) грань имеет правильную прямоугольную форму, $b = 1800...1500$ мм (рис. 9, *а*);

2) грань имеет правильную прямоугольную форму по центру узкой грани, а по углам — острые выступы (углы), $b = 1450...1300$ мм (рис. 9, *б*);

3) грань имеет бочкообразную форму по центру узкой грани и по углам — острые выступы, $b = 1250...1000$ мм (рис. 9, *в*).

Острые выступы на углах сляба всегда более холодные, чем основной металл по сечению сляба. Количество дефектов увеличивается при уменьшении ширины сляба.

Вероятная причина образования трещин — наличие дефектов в прикромочной зоне непрерывно-литой заготовки, разгибание острых углов (рис. 10, *б*, *в*) на боковой кромке и перетекание трещин с боковой грани подката (рис. 10, *а*) на верхнюю и нижнюю поверхности подката во время проката полосы в чистовой группе клетей.

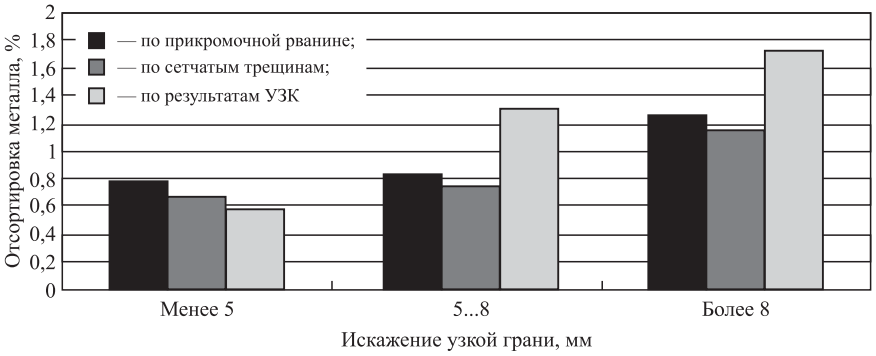


Рис. 8. Изменение отсортировки толстого горячекатаного листа, изготовленного из непрерывно-литых слябов толщиной 270 мм на стане 2800 (ОАО "Уральская сталь") и с различной выпуклостью узких граней

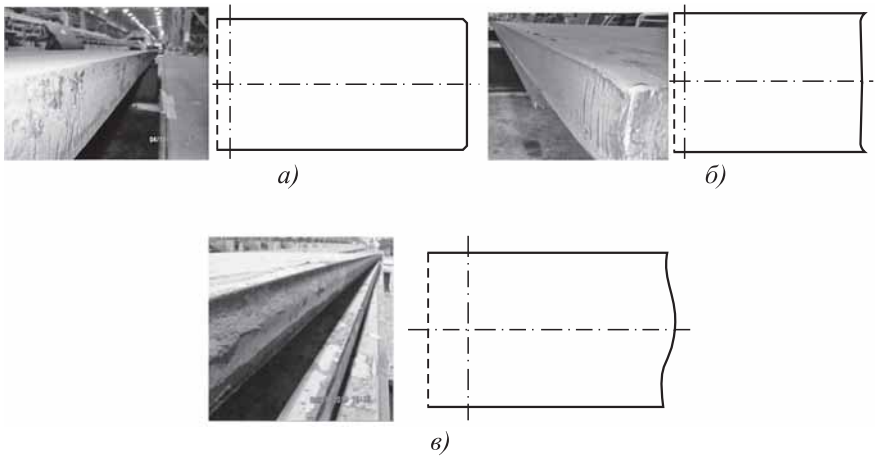


Рис. 9. Узкая грань сляба:

а — правильной прямоугольной формы; *б* — правильной прямоугольной формы с острыми выступами на углах сляба; *в* — бочкообразный выступ в середине узкой грани и острые выступы на углах сляба

На рис. 11 показана схема разгибания острых углов на слябе и их переход на поверхность прокатываемого листа.

Существующие методы уменьшения искажений узкой грани сляба. Формирование корковой зоны и столбчатых кристаллов происходит при перегреве металла в жидкой сердцевине сляба (выше линии ликвидус) и наличии сильных конвективных потоков. После снятия перегрева металла происходит интенсивное формирование двухфазной зоны.

Во время нахождения металла в кристаллизаторе МНЛЗ образуется твердая корочка. На выходе из кристаллизатора корочка образует прочную оболочку сляба, которая не допускает растрескивания или прорывов кромки.

В процессе кристаллизации на расстоянии примерно 180...220 мм ниже зеркала металла вследствие усадки металла появляется газовый зазор между стенками кристаллизатора

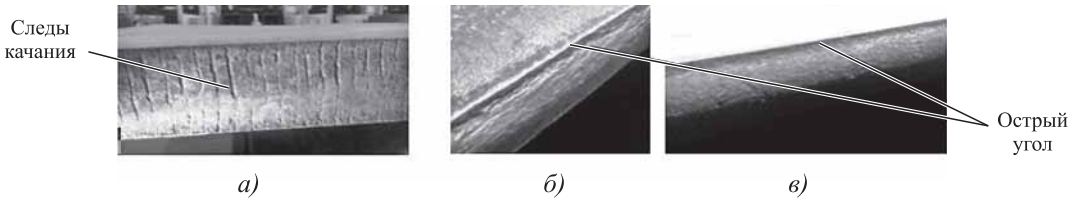


Рис. 10. Дефекты на боковой кромке:

а — следы качания на узкой грани; *б*, *в* — острый угол на боковой поверхности подката, прокатанного в черновой группе

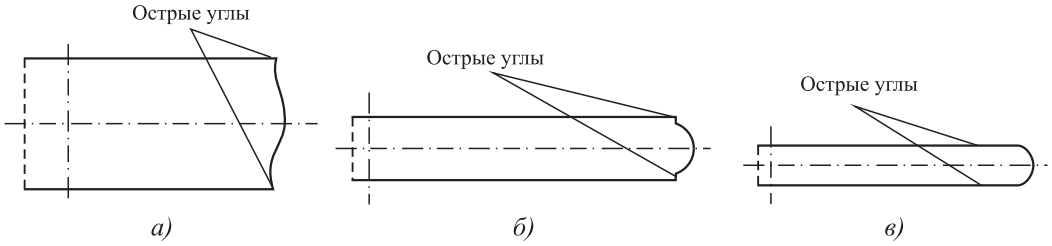


Рис. 11. Схема разгибания острых углов на слябе (*а*) (в поперечном сечении) и место расположения острых углов после обжатия в черновой (*б*) и чистовой (*в*) группах клетей стана горячей прокатки

и горячим металлом, ухудшающий отвод тепла от узкой грани сляба, соответственно толщина корочки в этих местах будет тоньше [3].

Прочностные свойства корочки ухудшаются, происходит искажение участков с тонкой корочкой от воздействия ферростатического давления внутри сляба (см. рис. 7), что способствует появлению трещин или прорывам корочки. Установлено, что в углах сляба отвод тепла ниже по сравнению с гранями сляба, так как отход корочки в этих участках происходит заметно быстрее [2—7].

Газовый зазор можно уменьшить введением поправки на естественной усадке металла, изменением конусности узких плит или заменой прямых плит на параболические. Параболический профиль достигается созданием многоступенчатой конусности стенок кристаллизатора. Промышленные испытания таких кристаллизаторов позволили увеличить скорость литья заготовок малого сечения до 5...7 м/мин.

В работе [8] показано, что изменение конусности от 1 до 1,1 % при высокой скорости вытягивания позволило уменьшить выпуклость узких граней заготовки толщиной 270 мм в среднем на 28,6 %, т.е. определенным образом компенсировать негативное воздействие повышения скорости на искажение профиля сляба.

Также продолжительность контактного теплообмена можно увеличить за счет технологических мероприятий, повышающих пластические свойства стали. Чистые кристаллы железа в отличие от углеродистых сталей обладают более высокими пластическими свойствами при высоких температурах и могут деформироваться вследствие ползучести более длительное время.

Наличие неметаллических включений снижает сцепление между кристаллами, что существенно снижает пластические свойства и приводит к более быстрому отходу металла от узкой грани кристаллизатора. Химический состав стали, способствующий (после раскисления) быстрому затвердеванию неметаллических включений в глобулярной форме, позволяет повысить пластичность стали при высоких температурах. Характером сульфидных и оксисульфидных неметаллических включений можно в определенной форме управлять посредством количества вводимого алюминия при раскислении стали [3].

В работе [8] отмечено, что выпуклость узких граней непрерывно-литой заготовки может являться внешним признаком увеличения степени развития внутренних дефектов: осевой рыхлости, осевой химической неоднородности, осевых трещин, трещин, перпендикулярных разным граням заготовки.

Анализ качества макроструктуры 176 темплетов из слябов толщиной 270 мм (ОАО

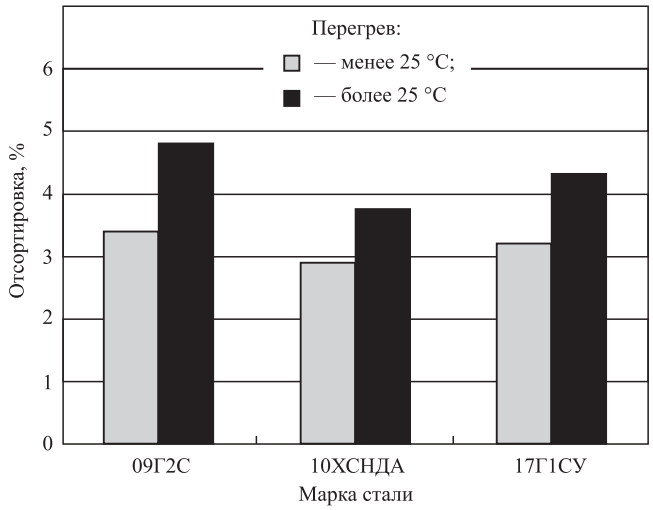


Рис. 12. Зависимость отсортировки листа различных марок сталей от перегрева металла в промежуточном ковше

"Уральская сталь") подтвердил сделанный прогноз. Установлено, что при разливке перегретого металла возрастает степень развития всех изученных дефектов: осевой рыхлости, осевой химической неоднородности, трещин, перпендикулярных узким и широким граням сляба. При разливке металла с перегревом более 20 °С над температурой ликвидус по сравнению с металлом, имеющим перегрев 10...20 °С, осевая рыхлость увеличивается в среднем на 42 и 25 %. Снижение степени перегрева стали при разливке уменьшает удельную суммарную длину трещин, заметно снижается искажение узкой грани сляба (рис. 12) [3, 8].

Проведенный анализ в условиях МНЛЗ ОАО "ММК" и ОАО "НТМК" позволил установить значительную разницу в температурных напряжениях на слябе, которые в 4—5 раз выше, чем в середине широкой грани и, складываясь с механическими напряжениями в зоне загиба, могут привести к образованию и развитию трещин со стороны базового радиуса [5].

Изменение конструкции кристаллизатора путем использования профилированных узких плит позволяет сделать фаски на углах сляба размером 14×14 мм (рис. 13). Наличие фасок позволяет повысить температуру углов в зоне загиба на 100 °С и в зоне разгиба — на 50 °С. Благодаря полученным фаскам на углах сляба удалось снизить концентрацию напряжений на угловых участках. Получен положительный эффект снижения образования трещин в прикромочной зоне сляба.

Заключение. На основе проведенного литературного обзора выявлены пути снижения прикромочных дефектов при разливе стали, формирующихся в прикромочной зоне проката различного марочного сортамента в условиях толстолистовых, широкополосных станов и литейно-прокатных комплексов.

Самым распространенным дефектом в прикромочной зоне является прикромочная трещина. Зарождение дефекта может происходить в процессе затвердевания жидкой стали при разливке сляба.

Основные факторы, влияющие на зарождение трещин в слябе:

- наличие острых углов и их более интенсивное охлаждение;
- искажение узкой грани сляба, которое связано с недостаточной толщиной корочки при высоких скоростях разливки стали.

Основные направления уменьшения искажения узкой грани сляба при разливке стали на МНЛЗ:

- изменение конусности узких плит и замена прямолинейных узких плит на параболические;
- снижение перегрева стали в промежуточном ковше;
- применение профилированных узких плит кристаллизатора.

Данные методы позволяют значительно уменьшить вероятность образования прикромочных трещин при производстве горячекатаного листового (рулонного) проката, связанных с технологией разливки стали, однако нужно учитывать конструкционные особенности МНЛЗ и прокатных станов. Так, например, изменение конусности кристаллизатора и применение параболических плит могут привести к "подвисанию" металла в кристаллизаторе,

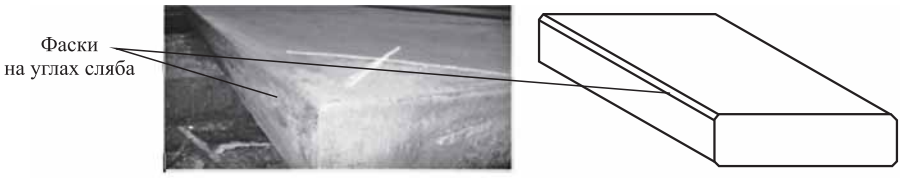


Рис. 13. Сляб с фасками

значительному износу и сокращению срока службы узких плит.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Матвеев М.А.** Физико-механический анализ причин образования прикромочных трещин в горячекатаных листах из трубных сталей: дис. ... канд. техн. наук. СПб., 2014. 202 с.
2. **Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н.** Анализ влияния технологических параметров разливки стали на качество непрерывно-литого сляба и листового проката // Теория и технология металлургического производства. 2013. № 1 (13). С. 21—23.
3. **Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н.** Влияние температуры разливаемого металла на качество непрерывно-литого сляба и листового проката // Теория и технология металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. // Магнитогорский гос. техн. ун-т им. Г.И. Носова. 2012. Вып. 12. С. 68—74.
4. **Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В.** Непрерывнвя разливка стали: учебник. Донецк: ДонНТУ, 2011. 482 с.
5. **Паршин В.М., Буланов Л.В.** Непрерывная разливка стали. Липецк: ОАО "НЛМК", 2011. 221 с.
6. **Дюдкин Д.А.** Качество непрерывно-литой заготовки. К.: Техника, 1988. 253 с.
7. **Нисковских В.М., Карлинский С.Е., Беренов А.Д.** Машины непрерывного литья слябовых заготовок. М.: Металлургия, 1991.
8. **Шевченко Е.А.** Совершенствование непрерывной разливки стали с целью уменьшения дефектов при искажении профиля слябов: дис. ... канд. техн. наук. Магнитогорск, 2015. 122 с.

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

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Леликов О.П.

ПОДШИПНИКИ КАЧЕНИЯ: справочник

М.: Инновационное машиностроение, 2017. 667 с.

Цена 4000 руб.

Рассмотрено контактное взаимодействие деталей подшипника. Приведены общие технические требования, технические характеристики подшипников качения, рекомендации по конструированию, монтажу и обслуживанию подшипниковых узлов. Приведены также технические данные новых типов подшипников: класса исполнения Explorer, сенсорных, с керамическими телами качения, с встроенными защитными шайбами или уплотнениями, с электроизолирующими, противоизносными покрытиями. Приведена номенклатура современных российских и зарубежных подшипников.

Изложена новая методика расчета ресурса подшипников, позволяющая учесть возможную степень загрязнения смазочного материала, качество изготовления и габариты подшипника.

Большое внимание уделено конструкциям уплотнений подшипниковых узлов, схемам установки подшипников и конструктивному оформлению опор на валах и в корпусах.

Представленные материалы сопровождаются многочисленными примерами расчета.

Для инженеров-конструкторов и специалистов всех отраслей промышленности, может быть полезен также слушателям факультета повышения квалификации, студентам вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.762.2

К.Б. Поварова[1], О.А. Скачков[2], А.А. Дроздов[1, 2], С.В. Пожаров[2], Т.А. Березина[2]
([1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
[2] ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина")

Порошковые сплавы Fe—Cr—Al и NiAl. I. Получение порошков

Изготовлены партии порошков Fe—Cr—Al и NiAl механическим легированием смесей порошков исходных элементов, гидридно-кальциевым восстановлением оксидов металлов и распылением расплавов водой и газами. Исследованы химический и фазовый составы полученных порошков. Изучены их морфология и гранулометрический состав. Даны рекомендации по последующей обработке порошков в целях получения из них качественных формовок для последующего спекания и деформационно-термической обработки сплавов.

Ключевые слова: порошки; высокохромистая ферритная сталь; моноалюминид никеля; механическое легирование; гидридно-кальциевое восстановление; распыление расплавов.

Lots of powders Fe—Cr—Al and NiAl by mechanical alloying of powder mixtures of the source elements, hydride and calcium recovery of metal oxides and the atomization of melts with water and gases are produced. The chemical and phase compositions of the obtained powders are studied. Their morphology and particle size distribution are studied. The recommendations for further processing of the powders for generating high-quality mold for the subsequent sintering and deformation-heat treatment of alloys are made.

Keywords: powders; high-chromium ferritic steel; nickel monoaluminate; mechanical alloying; hydride and calcium restoration; atomization of melts.

Введение. Исследования и разработки в области высокожаростойких сплавов на основе моноалюминида никеля NiAl, а также высокохромистых ферритных сталей системы Fe—Cr—Al, направлены на создание качественно новых порошковых жаропрочных и жаростойких материалов и технологий получения из них металлургических полуфабрикатов и высокотемпературных элементов, работоспособных при температурах 1200...1400 °С (кратковременно до 1450 °С) в окислительной среде трансзвуковых и сверхзвуковых газовых потоков для теплонапряженных конструкций.

Это определяется необходимостью повышения уровня рабочей температуры наиболее теплонагруженных деталей газотурбинных двигателей и силовых газотурбинных установок до температур, близких или превышающих температуры плавления никелевых суперсплавов, а также увеличения срока службы жаропрочных сплавов для нового поколения ГТД и различных видов аэрокосмических двигателей и стационарных энергетических установок [1, 2].

Примером таких материалов могут служить особо легкие теплостойкие сплавы системы NiAl—Y_2O_3, в том числе легированные Nb и Co, с направленной структурой, имеющие высокое сопротивление ползучести при температурах до 1500 °С [3—5].

Последнее десятилетие активно развиваются исследования, связанные с использованием сплавов системы Fe—Cr—Al не только как теплостойких материалов, но и в реакторах ядерного деления IV поколения благодаря их уникальным свойствам [6, 7].

В работах [8, 9] отмечено, что сплавы Fe—(15...20)Cr—(4...6)Al (% мас.) имеют высокое

сопротивление коррозии в эвтектических расплавах Pb—Sn при температурах до 600 °С и выше благодаря образованию защитных слоев Al_2O_3. Для тех же целей созданы сталь SOC-14: Fe—15Cr—4Al—2W—0,1Ti—0,63Zr—0,35Y_2O_3, дисперсно-упрочненная наноразмерными (10 нм) частицами оксидов $Y_4Zr_3O_{12}$ (тригональная δ-фаза, когерентная ОЦК стальной матрице), а также полукогерентными частицами орторомбического оксида Y_4TiO_5 и крупными частицами ZrO_2 с кубической или тетрагональной решеткой. Отмечена необычная термическая и радиационная стабильность оксидов, а также экстраординарное сопротивление коррозии, высокое сопротивление распуханию и высокая прочность стали SOC-14 с оксидами [10—13].

Возможность изготовления полуфабрикатов и изделий, а также механические и служебные свойства этих материалов с ОЦК упорядоченной типа B2 (NiAl) или ОЦК неупорядоченной (Fe—Cr—Al) кристаллической структурой, дисперсно-упрочненных оксидами, во многом определяются их структурой, формирующейся на различных этапах процессов получения и последующего передела. Наиболее распространены различные варианты получения материалов этого типа по порошковой технологии, поскольку только таким образом можно изготовить сплавы, упрочненные наноразмерными частицами оксидов.

Производство порошка — первая технологическая операция метода порошковой металлургии, определяющая его физико-технологические свойства. Для получения порошков рассматриваемых материалов используют механические и физико-химические методы. К механическим методам относятся измельчение твердых металлов или их соединений в планетарных мельницах, аттриторах и др., а также диспергирование жидких сплавов при воздействии центробежных сил и др. или потоком энергоносителя (струей жидкости или газа). К физико-химическим методам относится восстановление оксидов и других твердых соединений металлов.

Цель работы — изучение влияния методов получения порошков NiAl и Fe—Cr—Al (распыления расплавов водой или газом высокого давления, совместного восстановления оксидов, а также механическим легированием и механоактивацией в аттриторе) на их строение. Получение порошков всех типов осуществляли на опытной базе ФГУП "ЦНИИЧермет".

Исследовали порошки сплавов составов, % мас.: Ni—35Al (NiAl) и Fe—(20...23)Cr—(5...7)Al (Fe—Cr—Al) в нескольких состояниях: смеси порошков, полученные перемешиванием в стандартных шаровых мельницах; порошки, полученные механическим легированием, распылением расплавов газом (азот, аргон) или водой и гидридно-кальциевым восстановлением смесей оксидов.

Методы исследования порошков. Химический анализ порошков проводили методами "мокрой" химии и спектрального анализа на эмиссионном спектрометре OBLF с использованием эталонов.

Анализ содержания хрома в порошках проводили по ГОСТ 12350—78 титриметрическим методом, содержания алюминия — по ГОСТ 12357—84 атомно-абсорбционным методом с атомизацией в пламени.

Массовую долю углерода определяли инфракрасно-абсорбционным методом по ГОСТ 12344—2003; массовую долю кальция — атомно-эмиссионным спектрометрическим методом с индуктивно связанной плазмой (спектрометр OPTIMA фирмы PerkinElmer); массовую долю кислорода — методом восстановительного плавления в среде инертного газа (газоанализатор фирмы LECO). Содержание кислорода и других газов определяли на газовом анализаторе TC-436 LECO.

Удельную поверхность порошков определяли методом BET (Beckman Coulter SA 3100). Размер частиц порошков изучали на установке для ситового анализа типа ROTAP и лазерном анализаторе Partica LA950V2. Строение порошков и распределение элементов в них исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе JEOL JSM-6480LV с микроанализатором фирмы "Oxford".

Уровень внутренних напряжений и искажений в кристаллической решетке порошков никеля и алюминия оценивали по уширению на половине высоты рентгеновских линий (331) Ni и (422) Al на дифрактометре типа ДРОН-4. Период кристаллической решетки определяли по угловому положению центра тяжести линий, свободных от наложения.

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) порошковых смесей и компактного спеченного материала проводили на отфильтрованном медном K_α-излучении на установке ДРОН-3.

Получение порошков

Механическое легирование. Получение однородных смесей Ni + Al или Fe + Cr + Al обычным перемешиванием в стандартных смесителях затруднено из-за различия в морфологии и размерах частиц порошков (рис. 1, *а*) и возможности расслоения смесей из-за разницы в плотности, г/см^3: 8,9 (Ni); 7,86 (Fe); 7,16 (Cr) и 2,7 (Al).

Получение смеси, в которой частицы Al и Ni (Fe, Cr) закреплены относительно друг друга при наличии развитой границы между ними было достигнуто активным перемешиванием смесей или механическим легированием.

Композитные порошки Ni/Al (рис. 1, *б*, *в*) получали механическим легированием смесей порошков пластичных металлов: с ГЦК кристаллической структурой (Ni + Al) или ОЦК и ГЦК структурой (Fe + Cr + Al) в высокоэнергетической шаровой мельнице — аттриторе со скоростью 250 об/мин в течение 4; 8 и 16 ч при отношении массы шаров к массе порошка 18:1 по технологии, описанной в [14].

Обработка в аттриторе смеси порошков Ni и Al привела к образованию химически макрооднородной массы крупных (до 250 мкм) частиц (см. рис. 1, *б*), имеющих слоистое (Ni, Al, Ni_xAl_y) строение (см. рис. 1, *в*). Продолжительное механическое легирование (до ~100 ч) до формирования рентгеновски чистого моноалюминида никеля экономически нецелесообразно и поэтому его не проводили.

Распыление расплава водой. Относительно простой и экономичный способ получения порошков металлов, позволяющий в широких пределах варьировать форму частиц. Расплав Fe—Cr—Al-сплава перегревали до полного разрушения наследственной структуры твердого состояния компонентов сплава.

Затем расплав сливали в обогреваемый металлоприемник, из которого подавали через калиброванное отверстие в зону распыления. Вертикальный поток жидкого металла распыляли перекрестными струями воды высокого давления. Фактически распыление происходило перегретым сжатым паром, образующимся в зоне контакта поверхности воды и расплава. Охлажденные в воде распыленные капли после затвердевания оседали на дне распылительного резервуара. Далее осуществляли обезвоживание, сушку и при необходимости восстановительный отжиг.

Согласно предварительным исследованиям, проведенным в ИПМ ЦНИИЧермет, температура распыляемого Fe—Cr—Al-сплава выбрана равной 1650...1670 °С. Скорость подачи воды (200 м/с), являющейся более упругой средой, чем газы, обеспечивала предотвращение сфероидизации частиц и формирование частиц неправильной формы с развитой и неоднородной поверхностью.

Перед исследованием формы частиц на растровом электронном микроскопе порошок просеяли через набор сит на фракции от −630 до −160 мкм. На рис. 2 показаны микроструктуры разных фракций распыленного порошка при увеличениях 40, 300 и 1000. Видно, что частицы всех фракций являются рыхлыми, имеют неправильную форму и содержат поры.

Распыление расплава газом. Порошки NiAl получали распылением перегретых расплавов NiAl газами (азот, аргон) по технологии, описанной в [15]. Исследование формы частиц порошков, полученных распылением

Рис. 1. Смеси (Ni + Al), полученные перемешиванием в шаровых мельницах (*а*) и гранулы Ni/Al, полученные механическим легированием в аттриторах в течение 16 ч (*б*, *в*). СЭМ

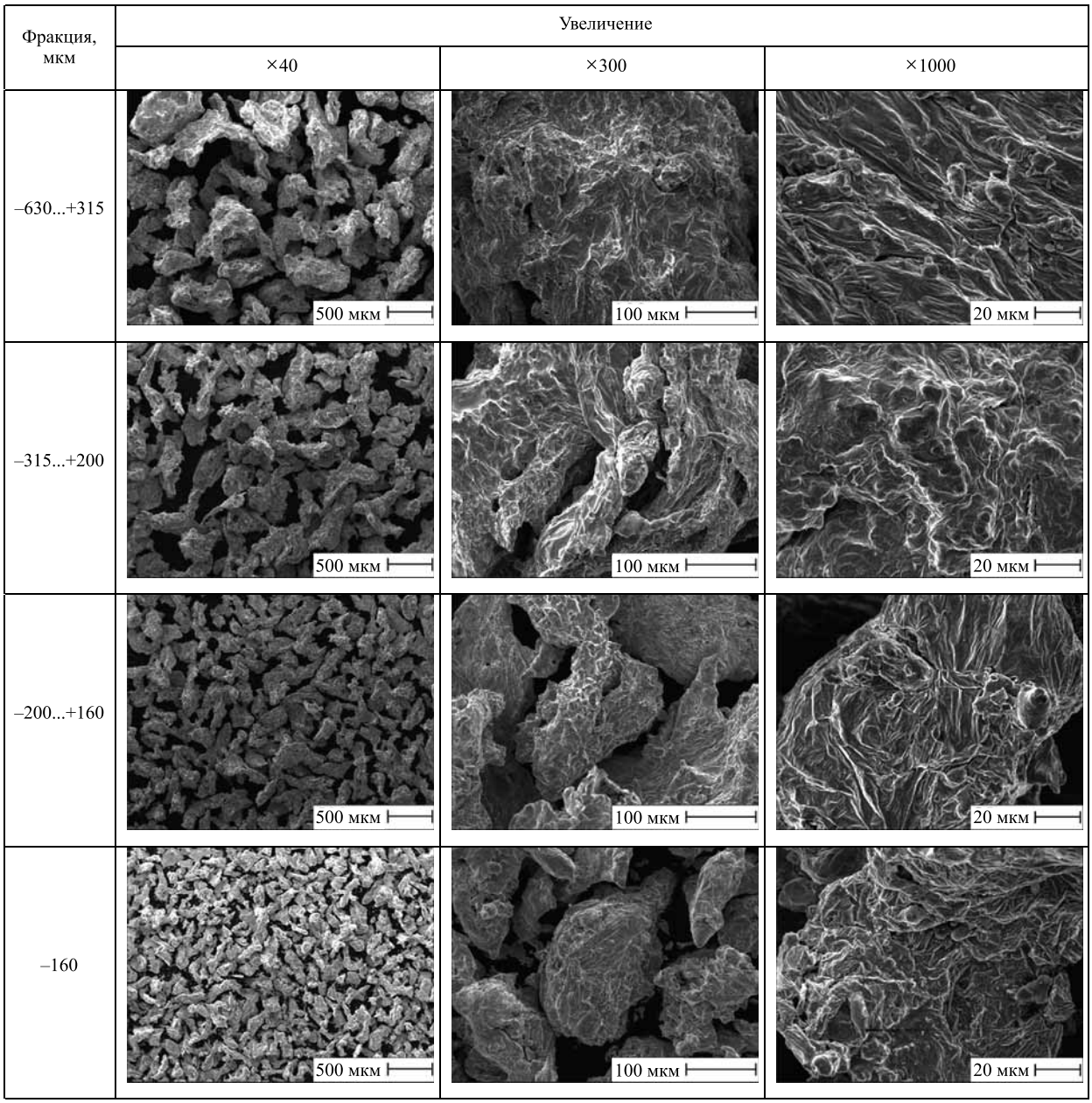


Рис. 2. Порошки сплава Fe—Cr—Al, полученные распылением расплава водой. СЭМ

расплавов газами, на растровом электронном микроскопе показало, что они представляют собой гранулы, причем каждая гранула является микрослитком, имеющим полиэдрическую структуру (рис. 3, *а*, *б*).

Гранулометрический состав распыленных газами порошков NiAl приведен в табл. 1.

Гидридно-кальциевое восстановление (ГКВ). Метод совместного восстановления смеси оксидов (или смеси оксидов и металла) гидридом каль-

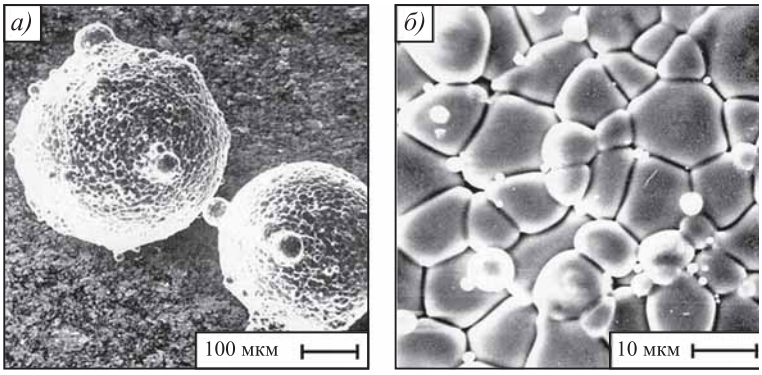


Рис. 3. Порошок NiAl, полученный распылением аргоном (СЭМ): *а* — округлые гранулы-микрослитки; *б* — поверхность гранул

1. Гранулометрический состав (% мас.) по фракциям порошков NiAl, полученных распылением расплава азотом и аргоном

Способ получения порошка	Фракция, мкм							
	−400...+200	−200...+160	−160...+125	−125...+100	−100...+80	−80...+63	−63...+45	−45
Распыление азотом	27,7	7,6	13,7	13,7	12,3	6,3	7,5	11,2
Распыление аргоном	45,0	5,2	9,8	9,2	8,2	6,3	5,2	11,1

ция [16] позволяет получать порошки двойных, тройных и многокомпонентных сплавов и сталей.

В наиболее простом случае (восстановление оксида двухвалентного металла) восстановление оксидов металлов гидридом кальция протекает по реакции:

$$MeO + CaH_2 \rightarrow Me + CaO + H_2 + Q,$$

где Q — тепловой эффект экзотермической реакции.

Получение порошков Fe—Cr—Al-сталей и сплавов на основе NiAl осуществляли по единой технологической схеме. Состав шихты и режим восстановления (температура и выдержка) подбирали опытным путем.

Так, для получения Fe—Cr—Al-стали использовали оксид хрома (технических марок ОХП-1, ОХП-2, ОХМ), оксид алюминия (марок Г-00, Г-0, Г-1, Г-2), карбонильное радиотехническое железо (марок Р-8, Р-10, Р-20, Р-100Ф, ПС) и гидрид кальция CaH_2. Использование карбонильного железа вместо оксида железа связано с необходимостью уменьшения экзотермического эффекта реакции восстановления, предотвращения выброса шихты из контейнера.

Контейнер предварительно продували аргоном. Восстановление шихты проводили в вакуумированном контейнере. Температуру восстановления в зависимости от состава используемой шихты варьировали от 1100 до 1200 °С.

Как видно из сравнения морфологии полученных гидридно-кальциевым восстановлением порошков сплава Fe—20Cr—6Al и NiAl морфология частиц резко различается. Частицы Fe—20Cr—6Al с неупорядоченной ОЦК структурой представляют собой крупные (линейным размером 100...600 мкм) рыхлые губчатые частицы (рис. 4, *а*), являющиеся сростками частиц размером 5...10 мкм (рис. 4, *б*), имеющих сглаженную форму.

Частицы интерметаллида NiAl с упорядоченной ОЦК типа B2 структурой крупные (до 50 мкм), имеют четкую огранку, каждая частица восстановленного порошка представляет собой монокристалл (рис. 5, *а*) или сросток (конгломерат) монокристаллов (рис. 5, *б*).

Гранулометрический состав порошка Fe—20Cr—6Al, полученного совместным ГКВ, приведен на рис. 6. Как видно из рис. 6, основная масса порошка Fe—20Cr—6Al имеет размер 70...300 мкм, доля частиц размером 500...700 мкм минимальна.

В табл. 2 приведен гранулометрический состав по фракциям порошка NiAl, полученного совместным ГКВ оксидов.

Исследование гранулометрического состава порошков NiAl, полученных газовым распылением расплавов и ГКВ, методом ситового анализа показало, что основная фракция порошков, полученных распылением, имеет размер −400...+45 мкм (~89 % мас.), ГКВ-порошков — менее 45 мкм (98 % мас.).

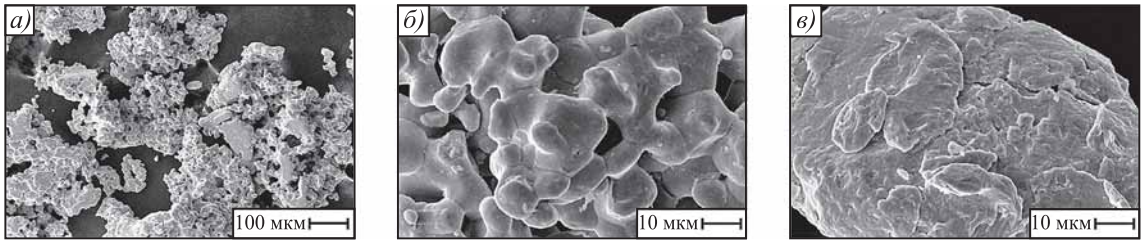


Рис. 4. Порошок сплава Fe—20Cr—6Al, полученный ГКВ (*а*, *б*) и после обработки в аттриторе (*в*). СЭМ

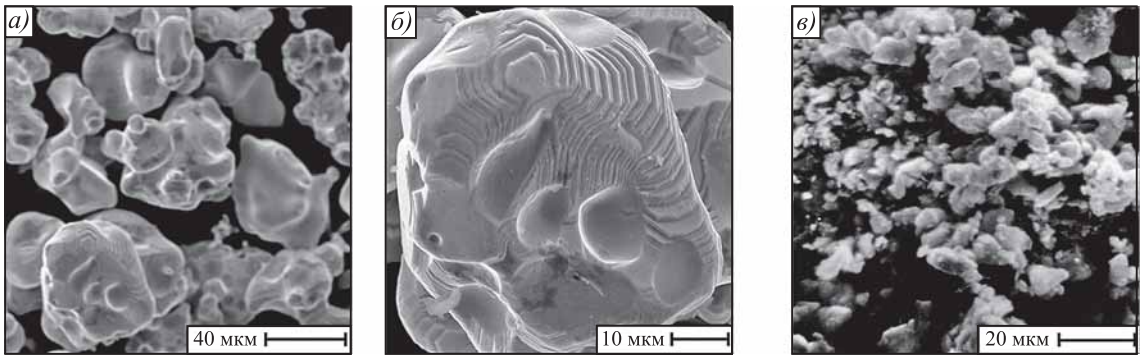


Рис. 5. Порошок NiAl, полученный ГКВ оксидов никеля и алюминия (*а*, *б*) и после размола в аттриторе (*в*). СЭМ

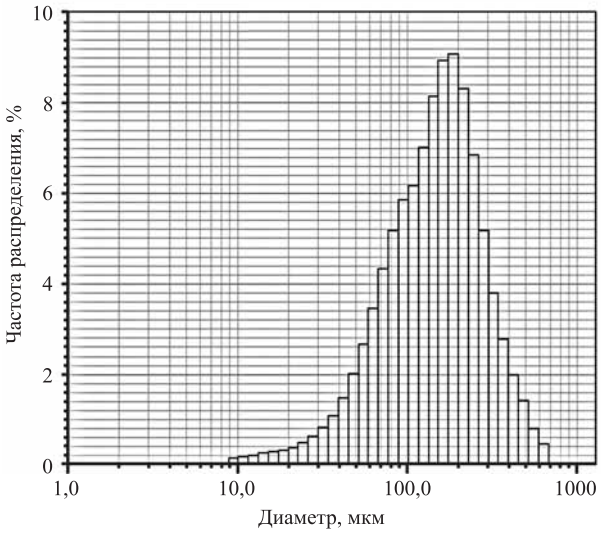


Рис. 6. Гранулометрический состав порошка Fe—20Cr—6Al, полученного совместным ГКВ

Исследование ГКВ-порошков на лазерном анализаторе показало, что основная масса частиц ГКВ-порошка имеет размеры 16...40 мкм, хотя встречаются частицы микронных и субмикронных размеров, а также крупные плотные частицы размером до 60 мкм, представляющие собой сростки частиц, образовавшиеся массопереносом в газовой фазе.

Состав и свойства порошков. В табл. 3 и 4 приведены химические составы порошков Fe—Cr—Al и NiAl соответственно, полученных по различным технологическим схемам.

Установлено, что наиболее чистыми по примесям являются порошки NiAl, полученные распылением аргоном. В порошках, полученных ГКВ, кальций является неизбежной примесью.

В отличие от порошков, полученных кратковременным механическим легированием (см. рис. 1, *в*), каждая частица порошков Fe—Cr—Al и NiAl, полученных распылением водой, газом или ГКВ, имела состав сплава с однородным распределением элементов в объеме частицы.

Измерение удельной поверхности водораспыленного порошка Fe—Cr—Al методом адсорбции азота показало, что максимальное значение удельной поверхности (0,126 м^2/г) характерно для самой мелкой фракции порошка. Для фракций −200...+160 и −315...+200 мкм получено одинаковое значение удельной поверхности (0,081 м^2/г). Это подтверждает заключение, сделанное на основании анализа морфологии порошков (см. рис. 2), что частицы более крупной фракции несмотря на больший размер, по-видимому, обладают более развитой поверхностью и пористостью.

Удельная поверхность ГКВ-порошков NiAl 0,18...0,26 м^2/г. Удельная поверхность крупных гранул NiAl, полученных распылением газами, не определяли.

Данные рентгеновского фазового анализа распыленных и восстановленных неизмель-

2. Гранулометрический состав (% мас.) по фракциям порошка NiAl, полученного совместным ГКВ оксидов

Способ анализа	Фракция, мкм							
	−63...+45	−45	−48...+40	−40...+32	−32...+24	−24...+16	−16...+8	−8...0
Ситовый анализ	1,8	98,2	—	—	—	—	—	—
Лазерный анализатор	—	—	7,46	24,43	25,34	27,15	13,58	2,04

3. Содержание элементов (% мас.) в порошках сплавов Fe—Cr—Al, полученных различными способами

Способ получения порошка	Fe	Cr	Al	Ni	Ca	Si	Mn	P	C	S	O
Распыление водой	Основа	22,6	5,6	0,30	—	0,48	0,25	0,025	0,020	0,004	—
ГКВ		23,3	5,9	0,02	0,2	—	—	—	0,080	—	0,4

4. Содержание элементов (% мас.) в порошках сплавов NiAl, полученных различными способами

Способ получения порошка	Ni	Al	Cr	Fe	Ca	C	S	O	H	N
Распыление азотом	Основа	30,4	0,4	0,5	—	0,106	0,004	0,067	0,0038	0,0024
Распыление аргоном		29,3	0,3	0,5	—	0,003	0,0025	0,015	0,0037	0,0020
ГКВ		30,7	—	0,05	0,08	0,041	0,0025	0,135	0,0077	0,0065

ченных порошков Fe—Cr—Al и NiAl приведены в табл. 5.

Рентгеновский фазовый анализ распыленных и восстановленных неизмельченных порошков Fe—Cr—Al показал, что они являются однофазными и представляют собой α-Fe твердый раствор с ОЦК неупорядоченной кристаллической решеткой, а порошков NiAl — что они являются однофазными и представляют собой β-NiAl с упорядоченной ОЦК кристаллической структурой типа B2.

Обсуждение результатов. Механическое легирование никеля алюминием в высокоэнергетической шаровой мельнице — аттриторе приводит к образованию слоистых гранул Ni/Al с развитой межфазной границей с высоким уровнем внутренних напряжений и дефектов, что обусловливает снижение температур начала реакционного взаимодействия с ~660 °С (экзотермическая реакция с участием расплава Al и большим экзотермическим эффектом) до ~300 °С.

При низких температурах превращение развивается в твердой фазе по медленному диффузионному механизму, что приводит к формированию промежуточных алюминидов никеля и затрудняет достижение равновесного фазового состава.

5. Период кристаллической решетки порошков сплавов Fe—Cr—Al и NiAl, полученных распылением водой и ГКВ

Сплав	Способ получения порошка	Период, нм
Fe—Cr—Al	ГКВ (неизмельченный)	0,2887
	Распыление водой	0,2888
NiAl	ГКВ (неизмельченный)	0,2887

Использование этих порошков не обеспечивает одновременного понижения пористости и достижения равновесного фазового состава компактного материала, причем даже при последующем нагреве под давлением до более высоких температур и приложении давления (ГИП, горячая экструзия как способ консолидации, а не деформации). Это же относится и к Fe—Cr—Al-сплавам.

Очевидно, что более перспективным является использование в качестве исходных материалов порошков, частицы которых уже имеют заданный состав и однородное распределение элементов по всему объему заготовки.

Методами гидридно-кальциевого восстановления, распылением водой или газами были получены порошки Fe—Cr—Al и NiAl, характеризующиеся высокой однородностью распределения основных компонентов, имеющие состав, соответствующий равновесному. Проведенное исследование показало, что для того чтобы использовать эти порошки в качестве исходных материалов для компактирования заготовок, некоторые из них необходимо подвергать дополнительной обработке.

Крупные частицы Fe—Cr—Al, полученные методом распыления водой высокого давления, обладают достаточной пластичностью для компактирования любым из используемых в порошковой металлургии способов, однако нуждаются в восстановительном отжиге для устранения адсорбированного кислорода и влаги. Рыхлые губчатые частицы ГКВ Fe—Cr—Al, являющиеся сростками частиц размером 5...10 мкм, имеют развитую поверхность, несут большое количество адсорбированного кислорода и влаги, а также плохо заполняют пространство контейнера при ком-

пактировании. Для устранения этих недостатков необходимо проведение кратковременной (до 15 ч) обработки в аттриторе, что позволяет получить плотные гранулы (см. рис. 4, *в*), пригодные для получения компактированием плотных формовок.

Порошки моноалюминида никеля, полученные распылением расплавов газами, имеют сферическую форму, что затрудняет получение из них плотных формовок из-за малой площади контакта между гранулами. Аналогичные недостатки характерны для дисперсных ГКВ-порошков NiAl (плотные монокристаллические неспособные к деформации частицы), обладающих слаборазвитой поверхностью.

Для устранения этих недостатков необходимо дробление гранул и частиц ГКВ-порошков NiAl (см. рис. 5, *в*) с последующим получением формовок гидростатическим прессованием для последующего спекания и деформационно-термической обработки сплавов.

Выводы

1. Изучены морфология, гранулометрический состав, химический и фазовый состав порошков Fe—Cr—Al и NiAl, полученных механическим легированием смесей порошков исходных элементов, гидридно-кальциевым восстановлением оксидов металлов и распылением расплавов водой и газами.

2. Восстановленные порошки и полученные распылением расплавов имеют равновесный фазовый состав, частицы и гранулы однородны по химическому составу.

3. Для получения качественных плотных формовок порошки нуждаются в дополнительной обработке: для жестких плотных частиц NiAl с упорядоченной ОЦК кристаллической структурой — дробление и механоактивация; для рыхлых пластичных частиц порошка Fe—Cr—Al с неупорядоченной ОЦК кристаллической структурой — уплотнение частиц и изменение их морфологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Skachkov O.A., Pozharov S.V., Berezina T.A.** Treatment, Structure, and Properties of High_Temperature Powder Fe—Cr—Al Alloys // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 2. P. 188—190.

2. **High** Temperature Constructional Powder Steel and Alloys / O.A. Skachkov, E.A. Krymov, S.V. Pozharov, V.N. Goldovskii // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 6. P. 474—475.

3. **Физико-химические** подходы к разработке сплавов на основе NiAl для высокотемпературной службы / К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, Н.К. Казанская, А.Е. Морозов, А.В. Антонова // Металлы. 2011. № 2. С. 48—62.

4. **Extra-light** high-temperature nanostructured NiAl—Y_2O_3 powder alloys / A.A. Drozdov, K.B. Povarova, O.A. Skachkov, A.E. Morozov // 17th International Plansee Seminar, International Conference on High Performance P/M Materials, Reutte / Austria. 2009. Vol. 1. P. 85/1—85/7.

5. **Povarova K.B., Skachkov O.A.** Preparation, Structure, and Properties of Ni_3Al and NiAl Light Powder Alloys for Aerospace // POWDER METALLURGY: World Congress and Exhibition, 24—28 September, 2006. Bexco, Busun, Korea. Publications Ltd: Switzerland, UK, USA.

6. **Butler D.** Energy: Nuclear power's new dawn // Nature. 2004. Vol. 429. P. 238—240. doi: 10.1038/429238a.

7. **Nuclear** reactor materials at the atomic scale / E.A. Marquis, J.M. Hyde, D.W. Saxey, S. Lozano-Perez, V.D. Castro, D. Hudson, C.A. Williams, S.S. Humphry-Baker, G.D.W. Smith // Material Today. 2009. Vol. 12. Iss. 11. P. 30—37.

8. **A study** of early corrosion behaviors of Fe—Cr—Al alloys in liquid lead-bismuth eutectic environments / J. Lim, H.O. Nam, I.S. Hwang, J.H. Kim // J. of Nuclear Materials. 2010. Vol. 407. P. 205—210.

9. **Design** of alumina forming Fe—Cr—Al steels for lead or lead-bismuth cooled fast reactors / J. Lim, I.S. Hwang, J.H. Kim // J. of Nuclear Materials. 2013. Vol. 441. P. 650—660.

10. **Effect** of α—α' phase separation on notch impact behavior of oxide dispersion strengthened (ODS) Fe20Cr5Al alloy / J. Chao, C. Capdevila, M. Serrano, A. Garcia-Junceda, J.A. Jimenez, M.K. Miller // Materials & Design. Vol. 53. January 2014. P. 1037—1046.

11. **Chao J., Capdevila C.** Anisotropy in Mechanical Properties and Fracture Behavior of an Oxide Dispersion Fe20Cr5Al Alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. August 2014. Vol. 45. Iss. 9. P. 3767—3780.

12. **TEM** and HRTEM study of oxide particles in an Al-alloyed high-Cr oxide dispersion strengthened steel with Zr addition / P. Dou, A. Kimura, R. Kasada, T. Jkuda, M. Inoue, Sh. Ukai, S. Ohnuki, T. Fujisawa, F. Abe // J. of Nuclear Materials. 2014. Vol. 444. P. 441—453.

13. **Microstructural** stability of Fe—Cr—Al alloys at 450—550 °C / J. Ejenstam, M. Thuvander, P. Olsson, F. Rave, P. Szakalos // J. of Nuclear Materials. 2015. Vol. 457. P. 291—297.

14. **Влияние** механического легирования на характер формирования интерметаллидной фазы в системе Ni—Al при реакционном спекании / К.Б. Поварова, В.Б Проскурин, В.П. Левин, А.Г. Николаев, Н.К. Казанская, А.И. Фиров // Металлы. 1994. № 4. С. 67—75.

15. **Разработка** способов получения порошков моноалюминида никеля, обеспечивающих однородное распределение компонентов в спеченном материале / О.А. Скачков, К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, Ю.Ф. Терновой, О.В. Маторина, А.Е. Морозов // Сб. материалов третьей междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов" / под общ. ред. акад. О.А. Банных. М.: Интерконтакт Наука, 2009. Т. 1. С. 419—420.

16. **Порошковая** металлургия сталей и сплавов / Ж.И. Дзнеладзе, Р.П. Щеголева и др. М.: Металлургия, 1978. 264 с.

Кира Борисовна Поварова, д-р техн. наук,
povarova@imet.ac.ru;
Олег Александрович Скачков;
Андрей Александрович Дроздов, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Пожаров;
Татьяна Александровна Березина

УДК 621.792 (075.4)

В.Н. Гадалов[1], В.Р. Петренко[2], О.В. Винокуров[1], И.В. Ворначева[1], А.Ю. Розин[1]
([1]Юго-Западный государственный университет, г. Курск,
[2]Воронежский государственный технический университет)

Изготовление псевдо-α-сплавов из порошков сплава ОТ4 и его свойства

Приведены данные по изготовлению псевдо-α-сплавов из порошкового титанового сплава ОТ4. Описаны свойства порошкового материала.

Ключевые слова: псевдо-α-сплав; титан; электроэрозионное диспергирование.

Data on production of pseudo-α-alloys from powder titanium alloy OT4 are presented. The properties of powder material are given.

Keywords: pseudo-α-alloy; titanium; EDM dispersion.

Промышленные титановые псевдо-α-сплавы составляют сравнительно небольшую группу титановых сплавов, легированных несколькими элементами из ряда Al, Mn, Mo, Zr, Sn, V, W, Si, а также добавками в виде полилигатур (Fe, Cr, Si, B). Псевдо-α-сплавы имеют коэффициент β-стабилизации не более 0,25.

Условный коэффициент K_β равен отношению содержания β-стабилизатора в рассматриваемом сплаве C к его содержанию в двойном сплаве критического состава $C_{кр}$ (наименее легированном сплаве, который может закаливаться на стопроцентную β-структуру), т.е. $K_\beta = C/C_{кр}$.

У многокомпонентных сплавов K_β определяют как сумму отношений действительного содержания каждого β-стабилизирующего элемента (C_1; C_2; ... C_k) к его критическому содержанию в двойном сплаве с титаном ($C_{1кр}$; $C_{2кр}$; ... $C_{n\ кр}$).

Титановые псевдо-α-сплавы разработаны на базе нескольких систем. Титановый сплав ОТ4 относится к системе Ti—Al—Mn. Сплавы этой системы содержат 0,2...7,0 % мас. Al, от 0,2...2,3 % мас. Mn, что позволяет получать изменение прочностных характеристик в интервале 500...1200 МПа и характеристик пластичности в интервале 25...10 %.

Температура $\alpha + \beta \leftrightarrow \beta$ перехода по мере возрастания содержания легирующих компонентов алюминия и марганца в сплаве повышается от 860 до 1050 °С. Интервал температур превращения изменяется от 60 до 40 °С. Сплавы системы Ti—Al—Mn применяют исключительно в отожженном состоянии.

Сплавы этой системы имеют хорошую корреляцию между типом структуры и механическими характеристиками, а также конструкционными параметрами (ударная вязкость, малоцикловая усталость, длительная прочность), а также хорошую термическую стабильность при температурах до 300 °С. В сплаве ОТ4 при нагреве 300 °С в течение $(20...30)\cdot10^3$ ч происходит полный распад β-фазы. Псевдо-α-сплавы этой системы не подвергаются закалке и не являются термически упрочняемыми, так как закалкой из β-области фиксации β-фазы не происходит. Она превращается в α′-фазу по мартенситной кинетике.

В связи с тем, что при электроэрозионном диспергировании сплава ОТ4 реализуются скорости охлаждения на порядок выше, а скорости испарения компонентов и их конденсации определяются упругостью паров при температурах конденсации и испарения, возможно насыщение сплава в жидком состоянии α- и β-стабилизирующими элементами.

Высокие скорости кристаллизации $5\cdot10^5$ °С/с и пересыщение сплава легирующими компонентами приводят к фиксации при комнатной температуре высокотемпературных фаз в нестабильном состоянии с активной к спеканию структурой. Растворимость легирующих компонентов соответствует растворимости в перегретом жидком расплаве. Таким образом, титановый сплав в дисперсном состоянии имеет отличную от исходного сплава структуру и фазовое состояние. Происходит изменение энергетического состояния порошка, изменяются его технологические

свойства — удельная поверхность, текучесть, насыпная плотность.

В работе исследованы свойства сплавов, получаемых из электроэрозионных порошков, в зависимости от давления прессования, температуры спекания, времени выдержки при температуре спекания и режима термической обработки.

Известно, что оптимальными для спеченных порошковых композиций на основе титана являются режимы спекания со следующими параметрами: температура спекания 1300...1350 °С; время спекания 3...5 ч; остаточное давление в камере печи не выше 0,133 Па; нагрев и охлаждение с печью при скорости 0,1...0,2 °С/с.

Полученные по этим режимам сплавы различных композиций, составленных из учета содержания легирующих элементов в литых деформированных сплавах аналогичных систем, имеют значительную остаточную пористость 3...5 % (по измерениям гидростатическим методом); прочностные свойства 600...900 МПа; характеристики пластичности 12...6 %; ударную вязкость не более 420 кДж/м^2.

Следующей технологической операцией (после получения порошка) в порошковой металлургии является процесс прессования для придания геометрических форм полуфабрикату или готовому изделию и достижения необходимой исходной пористости (плотности). Так как процесс уплотнения дискретной среды состоит из стадий, а продолжительность каждой стадии связана с формой частиц и свойствами материала, то для электроэрозионных порошков различных фракций необходимо установить постадийные возможные значения плотности утряски, насыпной плотности и плотности после приложения давления прессования.

При электроэрозионном диспергировании диапазон размеров частиц составляет 0,5...200 мкм. Фракция частиц −50,0 мкм, выделенная ситовым анализом, равна 85,7...90,9 %; фракции +50,0...63,0; +63,0...100 и +100...200 мкм составляют 2,2...4,6; 5,4...6,71 и 1,5...3,0 % соответственно.

Учитывая микроструктурное строение выделенных фракций, исследовали влияние гранулометрического состава на плотность для трех градаций:

1) частицы размерами 0,5...14 мкм, форма частиц сферическая, относительная плотность 0,320...0,415.

2) частицы размерами 50...63 мкм, форма частиц сферическая, относительная плотность 0,350...0,490.

3) частицы размерами 63,0...200 мкм, форма частиц сферическая, но значительная часть частиц имеет центральные поры, относительная плотность 0,067...0,32.

Порошки трех градаций фракций подвергали виброуплотнению с частотой 100 Гц, амплитудой 0,40 мм. Объем насыпного состояния порошка $5\cdot10^{-5}$ м^3. Пресс-форма в виде цилиндра с отношением высоты к диаметру $h/d = 1$. Различные градации фракций имеют различное отношение насыпной плотности к плотности утряски. Меньше других уплотняется от вибрации фракция −50,0 мкм, коэффициент усадки пробы порошка составляет 1,30. Коэффициент утряски двух других градаций 1,6...1,7. Такое различие в значениях утряски этих градаций порошков можно объяснить различием в их распределении по размерам в пределах каждой градации.

Так как порошки 1-й градации фракций имеют узкое распределение и представлены средним размером частиц 3 мкм, то еще до уплотнения утряской они имеют наиболее компактную форму укладки. Период структурного уплотнения для этой фракции намного короче, чем для других фракций. Пространственное перемещение частиц на этой стадии у сферических порошков состоит в основном из вращения и образования конгломератов в силу их высокой активности к взаимодействию между собой.

Приложение внешнего давления после утряски порошка приводит к упругой и пластической деформации частиц. При одинаковых давлениях прессования порошки фракции −50 мкм имеют минимальную усадку, так как после виброуплотнения стадия структурного уплотнения для них заканчивается. Порошки других фракций при приложении давления еще некоторое время структурно уплотняются и, возможно, имеют незаконченной эту стадию при приложении высоких внешних давлений.

Коэффициенты усадки для фракций −50 и +100 мкм при прессовании под давлением 1200 МПа составляют 2,3 и 1,77 соответственно. При этом достигается высокая относительная плотность 80...83 %.

На уплотняемость и усадку значительное влияние оказывает структурное состояние частичек порошков и особенно неоднородность структурного состояния. Так как порошки сплава ОТ4 в зависимости от размера частиц имеют

различную структуру, то обычным смешиванием в определенных процентных отношениях нескольких фракций можно добиться различного структурного состояния пробы порошка.

Неоднородность структурного состояния приводит к расслоению прессовок. Порошки фракции −50 мкм без виброутряски не прессуются даже после приложения давления выше 1200 МПа. При добавлении к фракции −50 мкм порошка фракции +100 мкм свыше 50 % прессуемость улучшается и достигает максимальной плотности при сочетании фракций −50; −63; +100 мкм в соотношениях 33; 33; 33 % соответственно. Достигается максимальная плотность утряски $2{,}27\cdot10^{-3}$ г·мм, относительная плотность 83 %, коэффициент усадки 1,72. С увеличением количества ультрадисперсной фракции в смеси с более крупными фракциями уменьшается масса утряски, возрастает коэффициент усадки, изменяется относительная плотность прессовок.

Далее приведены исследования по влиянию давления прессования на плотность брикетов из порошков, получаемых электроэрозионным диспергированием сплава ОТ4, и порошка титана гидриднокальциевого способа получения. Давление прессования изменяли в интервале 500...1200 МПа. Порошки сплава ОТ4 обладают лучшей уплотняемостью, чем порошок гидриднокальциевого титана.

Известно, что при использовании представления о дискретных материалах, как о континуальных средах, можно получить зависимость между уплотнением и давлением прессования. Уравнения прессования, устанавливая связь между силой прессования и плотностью прессовки, не охватывают всего интервала плотности брикета, необходимо предварительное определение коэффициентов, характеризующих порошок, учет особенности процесса и формы детали. Поэтому практически для каждой партии порошка или шихты строят экспериментальные кривые прессования.

Истинное напряжение сжатия определяли по формуле

$$\sigma_{сж} = \sigma_{э0}\left(1 - \varepsilon_{сж}\right), \qquad (1)$$

где

$$\varepsilon_{сж} = \frac{h_0 - h_1}{h_0},$$

$\varepsilon_{сж}$ — относительная деформация; h_0, h_1 — высота пресс-формы до и после прессования соответственно;

$\sigma_{э0} = P_0/F_0$ — экстраполированный по логарифмической прямой предел текучести при сжатии; P_0 — сила сжатия, полученная электрополяцией прямой до значения, отвечающего $h_0(\lg h_0)$; F_0 — первоначальная площадь поперечного сечения пресс-формы.

Кривая сжатия описывается двумя участками. Прямой участок кривой можно представить аналитическим уравнением

$$\lg P = \lg P_0 + \left(\lg h_0 - \lg h\right)\operatorname{tg}\beta = -m\lg h + \lg C, \qquad (2)$$

где $m = \operatorname{tg}\beta$ — угловой коэффициент;

$C = P_0 - h_0^m$ — постоянная.

$$P_h^m = P_0 h_0^m = \text{const} \text{ и } P_h^m / F_h = P_0 h_0 / F_0 h_0,$$

что позволяет записать (1) в виде

$$\sigma_{сж} = p^m = \sigma_{э0} h_{э0} h_0^m = \text{const}. \qquad (3)$$

Величина $\sigma_{сж}$ зависит от отношения h_0/d_0, но экстраполированный предел текучести не зависит от этого отношения и поэтому является характеристикой порошка. Вычисленные по логарифмическим кривым пределы текучести при сжатии порошков гидриднокальциевого титана и сплава ОТ4 составляют 500 и 750 МПа соответственно.

Оценка остаточной пористости при соответствующих значениях $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{сж}$ показала, что пластическая деформация частиц гидриднокальциевого титанового порошка начинается при остаточной пористости 23 %, а для порошка сплава ОТ4 — при остаточной пористости 16,5 %. В данном случае остаточная пористость, определяемая по пределу текучести при сжатии, отражает тот факт, что порошки исследуемых материалов имеют значительное отличие по форме частиц и структурному состоянию.

Несмотря на то что после виброуплотнения порошковая проба прошла этап структурного уплотнения, при приложении давления может происходить этот процесс. Начало пластического деформирования частичек связано с их прочностными характеристиками. В совокупности эти два фактора и оказывают влияние на предельную пористость, от которой идет процесс пластического уплотнения порошка.

Получение спеченных псевдосплавов из порошков, имеющих идентичный с титановыми сплавами химический состав, осуществляют по аналогичной технологической схеме — засыпка пресс-формы, прессование, укладка усадки, спекание при соответствующих температурах в вакууме, охлаждение по задан-

ному режиму и дополнительная термическая обработка.

Неупрочняемый термически сплав ОТ4 после переработки электроэрозионным способом в ультрадисперсный порошок и последующего спекания способен термически упрочняться и в результате искусственного старения свойства его возрастают. Получаемый материал по плотности сравним с литым и деформированным, т.е. не имеет того существенного недостатка, который присущ сплавам, получаемым методом порошковой металлургии из порошков компонентов, входящих в состав сплава.

Таким образом, при соблюдении общей схемы технологии получения сплава из порошка, получаемый сплав принципиально отличается от литого (деформированного) и спеченного из отдельных порошков компонентов при идентичности химических составов.

Для спеченных из порошков псевдо-α-сплавов наблюдается хорошая корреляция свойств со структурой. Структура частиц сплава не меняется при нагреве до высоких температур 960...1100 °С. Сохраняется дендритный характер микростроения у частиц фракций 50 мкм и не наблюдается появление каких-либо структурных элементов в более дисперсных частицах (0,5...10 мкм). У порошков, отожженных в течение 1,5 ч при температурах 960...1100 °С, твердость не изменяется, прессуемость при давлениях до 1200 МПа — низкая.

Значительные структурные изменения наблюдаются в сплаве при достижении температуры спекания 1300 °С. Как уже отмечалось выше, при достижении этой температуры в порошке начинает появляться жидкая фаза в результате взаимодействия ультрадисперсных частиц, имеющих различное микростроение. Происходит значительная усадка брикета.

На усадку брикета влияет давление прессования:

при 800 МПа происходят расширение и порообразование в брикете;

при 1200 МПа брикет имеет минимальную усадку после спекания от 1200 °С и микроструктуру глобулярного типа. Предел прочности для сплава, полученного по такому режиму, составляет 900...1050 МПа; относительное удлинение 7...8 %; относительное сужение 10,0...12,5 %; ударная вязкость KCU = 80...95 кДж/м^2; твердость по Роквеллу 50,0...64,2 HRC.

Изменение структуры спеченного сплава происходит при спекании от температуры 1300 °С. В зависимости от длительности процесса происходит выравнивание по химическому составу при протекании жидкофазной реакции. Структура сплава становится двухфазной. В структуре сплава сохраняется фаза, не поддающаяся травлению в травителе, состоящем из $HF:H_2NO_3:H_2O$ в соотношении 1:2:4. Однако в зависимости от продолжительности выдержки уменьшаются размеры зерен этой фазы за счет дробления крупных скоплений. Изменяется также химический состав этой фазы, так как значительная часть ее новых зерен образуется в результате перекристаллизации, в процессе которой через переход твердое—жидкое—твердое происходит перераспределение элементов между частицами порошка, имеющими различное микростроение и химический состав.

Фактически по истечении некоторого времени выдержки при температуре 1300 °С сплав представлен несколькими фазами. Фазы, полученные в процессе диспергирования сплава в порошок и занимающие объемы, соответствующие объемам частичек порошка. Дисперсность этих фаз связана с дисперсностью фракций порошка.

В результате жидкофазного превращения образуются фазы промежуточного состава и структуры. Возрастает дисперсность исходных фаз, а дисперсность образующихся фаз обусловлена временем спекания и температурой. Процесс жидкофазного спекания начинается при 1300 °С и сопровождается резким изменением объема образца.

Таким образом, полученный в результате спекания при 1300 °С сплав имеет многофазный состав и значительную микронеоднородность. Охлаждение сплава от температуры 1300 °С со скоростью 100 °С/с до 700...750 °С фиксирует в структуре фазу в неравномерном состоянии. При последующем нагреве сплава до 400 °С его свойства (твердость, прочность, пластичность, ударная вязкость) остаются на прежнем уровне. При достижении температуры 450 °С в структуре сплава происходят изменения. В областях, отожженных частицами нетравящейся фазы, которая выявляется уже при полировке образца, происходят микроструктурные превращения, аналогичные превращениям при старении неравномерного твердого раствора.

Наблюдаемые превращения в структуре сопровождаются изменениями твердости сплава. Она возрастает при увеличении температуры превращения и достигает максимума при 500 °С. Прирост твердости происходит от 49,2 до 62,3 HRC.

Механические свойства спеченных псевдо-α-сплавов

Номер образца	Размеры образца		Результаты испытаний					
	Толщина×ширина (диаметр), мм	Площадь поперечного сечения, мм^2	Разрушающая нагрузка, кН	Расчетная длина, мм	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость *KC*U, кДж/м^2
1	5,75×5,95	34,8	42,7	33,3	1400	11,0	14,0	440
2	5,80×5,90	34,2	40,25	34,5	1385	11,5	15,6	480
3	5,90×5,85	34,5	41,2	33,8	1440	11,8	17,0	485
4	5,95×6,00	35,7	43,0	35,3	1410	11,3	14,7	500
5	5,83×5,90	34,4	40,2	39,6	1390	11,55	16,6	400
6	5,90×6,00	34,8	43,4	34,2	1450	11,2	14,2	420
7	5,80×5,85	33,8	42,6	33,8	1460	11,25	14,0	440
8	5,70×5,95	33,8	39,2	34,2	1420	12,0	17,9	460
9	5,85×5,90	34,5	40,0	34,4	1410	11,9	18,0	480
10	5,8×6,00	34,75	40,8	35,1	1390	11,7	16,0	490

Дальнейшее повышение температуры отжига до 550...600 °С незначительно влияет на изменение твердости: за время выдержки 3 ч твердость снижается на несколько единиц HRC. Резкое изменение твердости сплава происходит после достижения температуры отжига 620 °С. Спад твердости продолжается до температуры 725 °С. Увеличение времени выдержки при температурах 620 °С до 10 ч приводит к снижению твердости до 53,4 HRC. После выдержек при этих температурах и при более высоких температурах изменений в структуре не наблюдается.

Свойства сплава, полученного по описанному выше режиму, были определены на образцах, изготовленных в соответствии с ГОСТ 18227—85 и ГОСТ 9454—78. Химический состав спеченного сплава следующий, % мас.: 3,5...5,0 Al; 0,8...2,0 Mn; остальное — Ti. Испытания проводили партиями по 10 штук на каждый вид испытаний. Результаты испытаний приведены в таблице.

В результате влияния структуры и неравновесности состояния процесс спекания протекает по жидкофазной реакции, вследствие чего получается сплав, по плотности сравнимый с литым и деформированным сплавом аналогичного химического состава.

Спеченный сплав подвержен термической упрочняющей обработке при температуре 450 °С, что связано с процессом старения, протекающего в фазе, получаемой при спекании и фиксируемой в процессе охлаждения от температуры спекания.

Полученный сплав отличается от стандартных псевдо-α-сплавов систем Ti—Al—Mn по структуре и свойствам: предел прочности выше на 20...25 %; пластичность 11...12 %; ударная вязкость 400...500 кДж/м^2.

Таким образом, полученный спеченный псевдо-α-сплав по свойствам по некоторым параметрам превосходит литой сплав и имеет преимущества в сравнении со спеченными сплавами той же системы, получаемыми методом порошковой металлургии из смесей порошков элементов, входящих в его состав.

Изложенные выше научные и практические результаты проведены в рамках реализации Федеральной целевой программы "Научные педагогические кадры инновационной России 2010—2015 годы".

Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук,
Gadalov-VN@yandex.ru;
Владимир Романович Петренко, д-р техн. наук;
Олег Витальевич Винокуров, канд. техн. наук;
Ирина Валерьевна Ворначева;
Андрей Юрьевич Розин

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

В редакцию представляются:

1. **Статья в электронном виде** – файл (с расширением .doc) с набором текста (шрифт Times New Roman) Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц, набранных 12-м кеглем через полтора интервала.
   Все страницы в статье должны быть пронумерованы.
2. **Сведения об авторах:**
   - фамилии, имена и отчества авторов;
   - ученая степень (если есть);
   - место работы;
   - контактный телефон, e-mail, почтовый адрес;
   - страна (*для иностранных авторов).*

Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.

3. **Обязательно представлять на русском и английском языках:**
   - фамилии и инициалы авторов;
   - название статьи;
   - аннотацию к статье;
   - ключевые слова

Требования к оформлению статьи

1. На первой странице указывать УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации http://teacode.com/online/udc/).

2. Сведения о грантах необходимо давать ссылкой, обозначенной звездочкой (*), на первой странице.

3. Статья должна быть структурирована:
   - *Введение*, содержащее реферативное изложение постановки задачи и возможного применения полученных результатов, актуальность рассматриваемой проблемы.
   - *Основная часть* должна иметь несколько внутренних разделов и содержать формализованную постановку задачи и предлагаемый метод ее решения; отличие предлагаемой постановки задачи от уже известных; преимущество развиваемого метода по сравнению с существующими; содержать пример, подтверждающий работоспособность и эффективность предложенного решения.
   - *Заключение*, содержащее обсуждение полученных результатов, рекомендации.

4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

5. После текста должен быть приведен библиографический список, составленный по порядку ссылок в тексте и оформленный по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать 10 наименований.

6. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg и разрешением 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисуночную подпись. Подрисуночные подписи следует представлять отдельным списком в виде файла Microsoft Word.

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении редакционного совета без представления рецензии.

Министерство образования и науки РФ
Ассоциация технологов-машиностроителей
Международный союз машиностроителей
Российская академия наук
Волгоградский государственный технический университет

IX Международная научно-техническая конференция

"Инновационные технологии в машиностроении: от проектирования к производству конкурентоспособной продукции (ТМ-2017)"

Волгоград 19—22 сентября 2017 г.

Тематические секции конференции:

1. Проектирование изделий машиностроения
2. Технологии заготовительного производства
3. Технологии механической обработки деталей машин
4. Аддитивные технологии
5. Технологии электро-физико-химических и комбинированных методов обработки
6. Технологии абразивной обработки и производства абразивного инструмента
7. Автоматизированные технологии контроля и сборки машин; управление качеством изделий машиностроения

Сроки предоставления, правила оформления материалов, финансовые условия участия и порядок платежей для участников будут опубликованы на сайте Волгоградского государственного технического университета **http://www.vstu.ru**

Адреса для контактов:
Ученый секретарь конференции
д-р техн. наук Юлий Львович Чигиринский
e-mail: Julio-Tchigirnsky@yandex.ru
тел.: + 7-844-224-84-30; + 7-902-360-41-99

Организационный комитет ВолгГТУ
Волгоградский государственный технический университет
кафедра "Технология машиностроения"
Россия, 400005, Волгоград,
просп. им. Ленина, 28
e-mail: techmash@vstu.ru; тема: "ТМ-2017"
тел.: +7-844-224-84-38

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 28.06.2017. Подписано в печать 01.08.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.