Поздравляем! с 60-летием

Вячеслава Александровича ГОЛЕНКОВА

д-ра техн. наук, профессора, лауреата Государственной премии Российской Федерации в области науки и техники за 1998 г., лауреата премий Правительства Российской Федерации в области образования за 2002 г. и 2003 г., лауреата премии им. С.И. Мосина в области разработок военной техники, имеющих двойное применение, за 2004 г., лауреата премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники за 2004 г.

Вячеслав Александрович Голенков родился 6 января 1948 г. в г. Орле. В 1971 г. окончил Орловский филиал ВЗМИ (ныне Орловский государственный технический университет), затем – аспирантуру. В 1976 г. защитил кандидатскую диссертацию. С мая 1976 г. по апрель 1988 г. – ассистент, доцент, заведующий кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением", с 1988 г. – директор, затем – ректор Орловского государственного технического университета (ОрелГТУ).

Основатель научной школы в области современных методов обработки давлением, научный руководитель проблемных лабораторий в области математического моделирования и создания новых технологий обработки металлов давлением, член четырех докторских и кандидатских диссертационных советов, в двух из которых является председателем.

В.А. Голенков – автор свыше 300 научных и учебно-методических работ, в том числе 10 монографий и учебных пособий, более 100 патентов и авторских свидетельств на изобретения, организатор многих крупных международных конференций и симпозиумов как в России, так и за рубежом, председатель редсовета журнала "Известия ОрелГТУ".

Член Головного Совета по машиностроению, член научно-технического и экономического Советов Рособразования, а также научно-технических советов ряда программ Рособразования. Член редсоветов и редколлегий центральных журналов "Контроль и диагностика", "Справочник. Инженерный журнал" издательства "Машиностроение", "Мехатроника, автоматизация, управление" издательства "Новые технологии" (Москва).

Под руководством В.А. Голенкова ОрелГТУ превратился в один из ведущих технических вузов страны, в котором впервые в России при поддержке Минобразования России и Администрации Орловской области реализована модель современного технического университета как инновационно-инвестиционного учебно-научно-производственного и финансово-кредитного комплекса. В структуру УНПК ОрелГТУ, кроме филиалов, институтов, колледжей, факультетов, научных и производственных подразделений на различной юридической основе впервые в стране вошли ряд (более 50) научно-исследовательских институтов, промышленных предприятий, научно-инновационных центров, инвестиционных компаний, совместных предприятий и производств с иностранным капиталом, представительств в разных регионах России и за рубежом.

Создание УНПК позволило осуществить интеграцию учебной, научной и производственной деятельности в регионе.

Научно-педагогическая и общественно-политическая деятельность Вячеслава Александровича Голенкова получила признание как в России, так и за рубежом. Он награжден орденом Почета, орденом Дружбы, нагрудным знаком "Почетный работник высшего профессионального образования России", Почетными грамотами Министерства образования Российской Федерации. Неоднократно награждался Почетными дипломами международных академий за выдающийся вклад в развитие отечественного и международного образования.

Коллектив редакции и редакционная коллегия поздравляют Вячеслава Александровича Голенкова с юбилеем! Желаем здоровья, благополучия, творческих сил и процветания!

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 2 февраль 2008

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора
КЛЕЙЗЕР П.Е.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ Г.П.
ТРУХОВ А.П.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
БЕЛАВЕНЦЕВ Р.Ю.
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Блинников А.Е. Разработка новых методов конструкторского и технологического управления литейным производством . . . 3

Болдырев Д.А., Давыдов С.В. Внутриформенное модифицирование чугуна с вермикулярным графитом . . . 7

Караник Ю.А. Снижение металло- и энергопотребления при производстве отливок деталей машин и механизмов . . . 11

Рязанцев В.И., Овчинников В.В. Дуговая сварка жаропрочных алюминиевых сплавов . . . 17

Крайнев А.Ф. Техника литейного производства (в историческом и логическом развитии) (2-я и 3-я полосы обложки)

Кузнечно-штамповочное производство

Потапов А.И. Механические свойства крупных кузнечных слитков из конструкционных сталей . . . 25

Комаишко С.Г., Комаишко А.Г., Кулик Г.Н., Моисей М.В., Суздаль К.В. Штамповка изогнутого отвода из стали 20 . . . 30

Вдовин С.И. Расчеты гибки труб . . . 33

Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Танский В.А. Определение энергосиловых параметров штамповки осесимметричных деталей из особотонкостенных труб . . . 37

Прокатно-волочильное производство

Калягин Ю.А., Лукин С.В., Образцов М.А. Исследование теплообмена в зоне вторичного охлаждения машины непрерывного литья заготовок . . . 42

Материаловедение и новые материалы

Дубровский С.А., Шипельников А.А., Петрикин Ю.Н. Дендритная наследственность шихтовых материалов . . . 46

Ерёмин Е.Н., Филиппов Ю.О., Ерёмин А.Е., Лосев А.С. Дендритная ликвация и структура жаропрочного сплава, модифицированного ультрадисперсными частицами тугоплавких соединений . . . 51

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ

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 "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2008

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 2 February 2008

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

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

Editorial Assistants
KLEYZER P.E.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV G.P.
TRUKHOV A.P.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
BELAVENTSEV R.Yu.
SERIKOVA E.A.

Journal is registered in State Committee of Russian Federation on printing. The certificate of registration ПИ № 77-12218 from 29.03.02

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 catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Blinnikov A.E. Development of the new techniques of designing and manufacturing management of the foundry production 3
Boldyrev D.A., Davydov S.V. In-mold inoculation of vermicular-graphite iron 7
Karanik Yu.A. Decrease of metal and energy consuption at manufacture of castings for machine-building 11
Ryazantsev V.I., Ovchinnikov V.V. Arc welding of heat-resistant aluminium alloys . . 17
Krainev A.F. Technique of casting production (in historical and logical evolution) (2-nd and 3-d pages of cover)

Forging and Stamping Productions

Potapov A.I. Mechanical properties of the large forging ingots made of tool steels . . 25
Komaishko S.G., Komaishko A.G., Kulik G.N., Moisey M.V., Suzdal K.V. Forging of the steel 20 curved bend 30
Vdovin S.I. Tubes bending calculation 33
Davydov O.Yu., Egorov V.G., Tansky V.A. Energy-power parameters of forging of the axi-symmetric details from thin-walled tubes 37

Rolling and Drawing Productions

Kalyagin Yu.A., Lukin S.V., Obraztsov M.A. Heat exchange in a spray cooling zone of continuous caster 42

Physical Metallurgy and New Materials

Dubrovsky S.A., Shipelnikov A.A., Petrikin Yu.N. Dendritic heredity of charge materials 46
Eremin E.N., Filippov Yu.O., Eremin A.E., Losev A.S. Dendritic segregation and structure of a heat-resistant alloy inoculated by the superdispersed particles of the refractory alloys 51

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2008

А.Е. Блинников *(Всероссийский заочный финансово-экономический институт, г. Орел)*

Разработка новых методов конструкторского и технологического управления литейным производством

Рассмотрен новый метод формирования технологических и конструкторских решений в литейном производстве, основанный на использовании динамических и статических нейронных сетей, отличающийся преимуществами параллельных вычислений, отсутствием необходимости сложных формализованных описаний проектируемых объектов и процессов литейного производства, простотой реализации на ЭВМ.

The article considers a new method of forming engineering and technological solutions at foundry production based on dynamical and statical neural nets. That method has the next advantages: allows make simultaneous processing, excludes the necessity of complex formalized descriptions of designed objects and processes, simplicity of the computer realization.

Решение задач конструкторского и технологического управления литейным производством (КТУЛП) характеризуется высокой системной сложностью, что обусловлено особенностями применяемых технологий и оборудования, в частности, многовариантностью и необходимостью параллельной реализации различных физико-химических процессов. При этом указанные особенности литейного производства ограничивают возможность использования формализованных подходов к решению задач КТУЛП, поскольку во многих случаях адекватное формализованное описание задачи просто не может быть получено [1].

С другой стороны, актуальность повышения качества решения задач КТУЛП требует разработки новых методологических подходов, основанных на современных методах формализации данных и процессов их обработки, так как традиционные методы решения указанных задач не удовлетворяют возрастающим требованиям, в частности требованию формирования оптимального решения.

В качестве методологического подхода к решению задач формирования решений КТУЛП предлагается применение нейросетевых алгоритмов, основу которых составляют искусственные статические (СНС) и динамические (ДНС) нейронные сети, построенные на принципах строения мозга человека и являющиеся параллельными вычислительными структурами, не требующими программирования при функционировании.

Использование нейросетевых технологий базируется на возможности самообучения нейронной сети на примерах, формируемых пользователем. Преимущество данного подхода состоит в том, что в принципе не требуется знание закономерностей, описывающих анализируемые процессы и объекты.

Основа обучения нейросети включает в себя формирование по специальному алгоритму модифицированной синаптической (связывающей значения параметров) матрицы, содержащей "образы" обучения в виде матричного представления параметров исследуемых объектов и процессов литейного производства, модифицированных коэффициентами весомости, которые нейросеть рассчитывает самостоятельно на основе обучающих последовательностей. Результатом обучения нейронной сети является возможность генерации сетью выходных значений, минимально отличающихся от контрольных.

Функционирование нейронной сети сводится к формированию выходных значений факторов на основе входных последовательностей данных. В качестве входных и выходных могут использоваться числовые, логические и текстовые данные.

В качестве базовых вариантов нейронных сетей применены [2, 3]:

– многослойный персептрон, функционирование которого основано на получении каждым нейроном определенного набора входных сигналов, интеграции входных сигналов с учетом их неравнозначности, характеризующейся синаптическим весом (весовым коэффициентом), формированием выходного сигнала, интенсивность которого зависит от значения интегрированного значения входного показателя;

– динамическая нейронная сеть Хопфилда, особенностью которой является наличие обратных связей между нейронами. При функционировании сети изменение состояния одного нейрона отражается на всей сети вследствие обратной связи. В сети возникает переходный процесс, который завершается формированием нового устойчивого состояния, отличающегося от предыдущего. При этом состоянию сети может быть поставлена в соответствие энергетическая функция Ляпунова. Данная функция в процессе функционирования сети при изменении состояния нейронов имеет тенденцию изменения в направлении минимума энергии сети до его достижения;

– нейронная сеть Кохонена (самоорганизующаяся карта) подразумевает использование упорядоченной структуры нейронов (двумерные сетки). Нейроны располагаются в узлах сетки и взаимодействуют друг с другом. Величина этого взаимодействия определяется расстоянием между нейронами. В процессе обучения из исходного набора данных случайно выбирается один из входных векторов, а затем производится поиск наиболее похожего на него вектора коэффициентов нейронов. При этом выбирается нейрон-победитель, который наиболее похож на вектор входов. После того как найден нейрон-победитель, производится корректировка весов нейросети. При этом вектор, описывающий нейрон-победитель и векторы, описывающие его соседей в сетке, перемещаются в направлении входного вектора.

Концептуальными направлениями использования нейронных сетей названных видов в области литейного производства являются следующие основные группы решаемых задач:

1. Анализ свойств объектов литейного производства на основе решения задач их формализованной кластеризации и классификации. Решение данных задач основано на формировании и анализе нейросетевой модели объекта исследования, реализуемой с применением нейронной сети Кохонена, и отнесения объектов к соответствующим кластерам и классам по совокупности правил, приведенных выше.

Пример кластеризации отливок по видам дефектов и соответствующим им параметрам технологического процесса литья под давлением (температуры металла T_{Me} и температуры пресс-формы $T_ф$, °С) приведен на рис. 1.

Анализ свойств объектов литейного производства включает в себя следующие возможности:

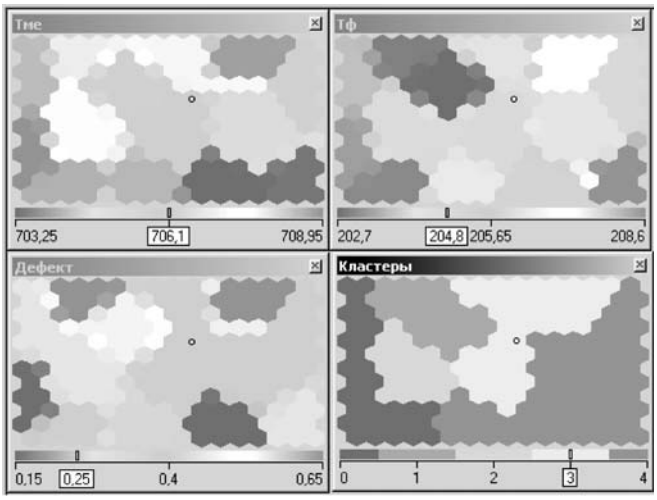


Рис. 1. Пример решения задачи кластеризации

– описание данных. Карты Кохонена позволяют хранить информацию о данных в компактной форме, точно описывающих объекты;

– формирование правил отнесения анализируемого объекта к соответствующему классу по совокупности его свойств;

– прогнозирование состояний объекта исследования посредством формирования системы вариативных значений данных по принципу "что – если";

– выявление новизны объекта исследования в случае невозможности его отнесения к соответствующему классу;

– решение задач регрессии. Карты Кохонена позволяют установить зависимость целевой переменной, имеющей непрерывные значения, от независимых (входных) переменных.

2. Формирование проектных решений технологических процессов и оборудования литейного производства. Соответствующее обращение к сети позволяет с минимальными временными затратами сформировать адекватные показатели качества технологического процесса, максимально отвечающие конкретным условиям производства и исключающие тот или иной вид дефекта отливок.

Подзадачами данной группы являются:

2.1. Формирование параметров технологического процесса производства отливок. Обучающая выборка содержит данные реализуемых технологических процессов производства некоторой совокупности отливок. Пример решения подзадачи формирования параметров технологического процесса литья под давлением для отливки с кодом дефекта 2 (норма) приведен на рис. 2. В качестве входных данных использованы вид дефектов отливок (кодовое обозначение); масса, кг; средняя толщина стенки отливки, мм; технологичность (1 – хорошая; 2 – плохая). Выходными данными являются сила (усилие) запирания пресс-формы, кН; давление прессования, МПа; температура метал-

Набор входных параметров		Рассчитанные значения	
ВидДеф	2	Усзап	2288.687020976879
Масса	0.35	Дпр	25.686434427611
СрТолСт	5.7	Тме	680.051998894678
Технол	1	Тф	222.956658353743
		Плпит	12.2813028702565
		Врвыд	9.99810801006601

Рис. 2. Результаты решения задачи формирования параметров технологического процесса

ла и пресс-формы, °С; площадь питателя, мм^2; время выдержки, с.

2.2. Формирование структурно-компоновочных схем (СКС) автоматического литейного оборудования, в частности автоматических литейных линий, по требуемым показателям качества СКС. Формируемые решения в данном случае включают в себя топологические структуры вариантов автоматических литейных линий (АЛЛ), отличающиеся новыми свойствами.

2.3. Выбор приемлемого варианта СКС автоматического литейного оборудования (автоматических литейных линий), максимально отвечающего конкретным условиям производства. Реализуемые варианты решения данной задачи включают приемлемые для данных условий производства СКС АЛЛ и их показатели качества.

2.4. Формирование СКС автоматического литейного оборудования по значениям параметров отливок. Решения задачи включают СКС оборудования и их показатели качества, ориентированные на производство конкретных классов отливок заданного вида литья.

3. Формирование адекватных формализованных представлений объектов и процессов литейного производства. Подзадачами данной группы задач являются:

3.1. Формирование адекватных аналитических описаний, которое реализовано на основе препарирования нейронной сети, в частности, конкретизации значений коэффициентов весомости синаптических связей, смещений и функции активации нейронов. Результатом решения задачи является аналитическое описание исследуемого объекта или процесса литейного производства, адекватность которого определяется адекватностью обучения нейронной сети.

3.2. Формирование нетривиальных графических представлений, включающих графические интерпретации поверхностей отклика нейросетевых зависимостей для получения дополнительной информации об исследуемых объектах литейного производства. Возможно формирование "среза" поверхности отклика, формируемого нейросетевой моделью в случае многомерного представления данных при выбираемых фиксированных и изменяемых значениях данных.

Нейросетевая модель состоит из двух слоев, четырех входных (x_1 – температура металла, °С; x_2 – температура пресс-формы, °С; x_3 – площадь питателя, мм^2; x_4 – время выдержки, с) и одного выходного параметра – код дефектов отливок (0,15 – скол; 0,25 – норма; 0,35 – трещины; 0,45 – течь; 0,55 – газовые раковины; 0,65 – трещины, течь). Аналитическая зависимость, сформированная по данным обучения данной нейросети, для анализа качества отливок приведена ниже:

$$y = \frac{1}{1+\exp\left(-\left(\frac{8{,}497}{7{,}17x_1 - 1{,}32x_2 - 5{,}7x_3 + 2{,}47x_4 - 9{,}42} + \frac{4{,}5}{-8{,}7x_1 - 5{,}9x_2 - 14{,}5x_3 - 0{,}8x_4 - 18{,}89} - 1{,}09\right)\right)}.$$

На рис. 3 показана зависимость дефектов отливки от температуры металла.

4. Оперативно-технологическое управление качеством отливок определяется возможностью формирования оперативно-технологических управленческих решений и их активизации в периоды подготовки и реализации технологического процесса производства отливок для любого вида литья для оперативного устранения появляющихся дефектов в производимых отливках. Актуальность данного метода обусловлена значительными материальными издержками, сопутствующими простоями автоматического литейного оборудования при внезапном проявлении дефектов отливок.

Метод оперативного управления качеством отливок базируется на системном синтезе и анализе обобщенных нейросетевых моделей качества отливок, включающих в себя формализованные описания зависимостей любых видов дефектов отливок от параметров реализуемого технологического процесса и других факторов.

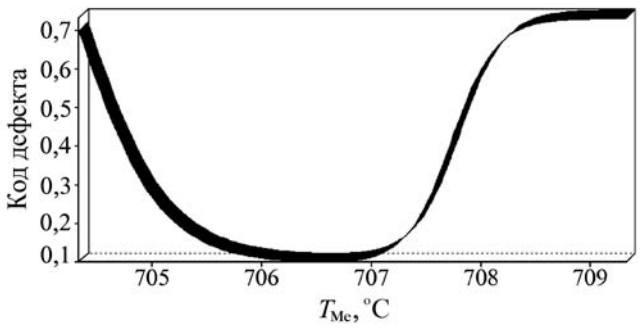


Рис. 3. Зависимость дефектов отливки от температуры металла

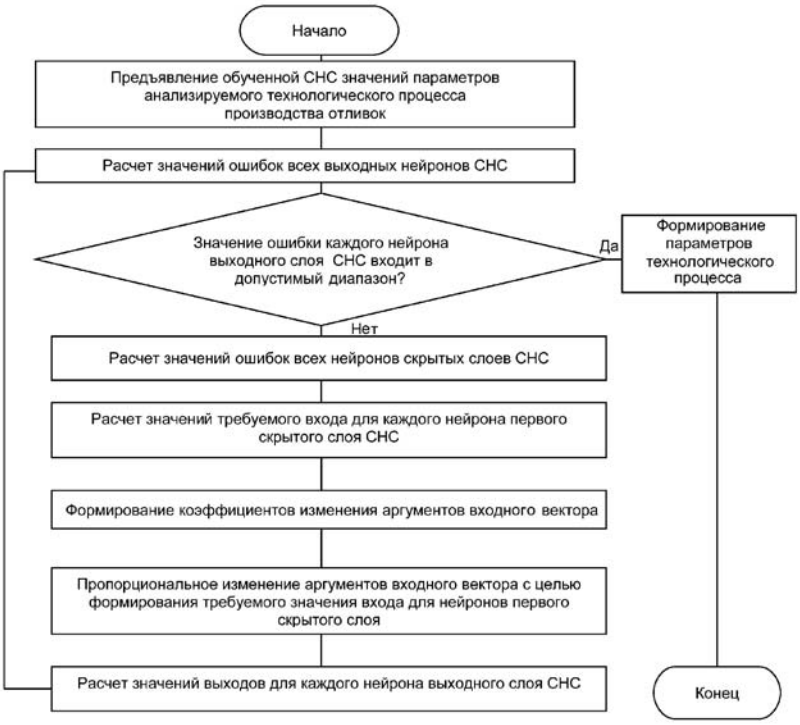


Рис. 4. Алгоритм оперативно-технологического управления качеством отливок

Алгоритм оперативно-технологического управления качеством отливок приведен на рис. 4.

5. Оптимизация конструкторских и технологических решений технологических процессов и оборудования литейного производства реализуется на основе анализа энергетической функции сети, посредством которой описываются исследуемые объекты и процессы. В пространстве состояний локальные энергетические минимумы (аттракторы) представлены точками устойчивых состояний. ДНС, минимизирующая свою энергию, при стремлении к одному из своих устойчивых состояний решает задачу оптимизации – поиск минимума определенной функции своего состояния – энергии.

6. Прогнозирование состояний автоматического литейного оборудования, технологических процессов и качества отливок на основе использования ДНС, отличающейся наличием двунаправленной ассоциативной памяти.

Решение задачи основано на способности сети сохранять связи между различными фактами и затем устанавливать их соответствие друг другу.

Подав на входы сети вектор с известными параметрами-фактами, получим прогнозируемые состояния остальных параметров в соответствии с ассоциациями, порожденными сетью.

На рис. 5 приведен результат решения задачи прогнозирования качества отливок с применением ДНС.

Приведенные элементы практики применения нейросетевых технологий в области литейного производства свидетельствуют о перспективности данного направления, которое обусловлено:

– высоким качеством нейросетевых моделей, поскольку нейросети нелинейны по своей природе и представляют собой исключительно мощный аппарат моделирования, позволяющий воспроизводить чрезвычайно сложные зависимости, что является очень востребованным в области литейного производства в современных условиях;

– простотой использования нейросетевых моделей, так как отсутствует необходи-

Рис. 5. Результаты решения задачи прогнозирования качества отливок

мость строгой адекватной формализации решаемой задачи при возможности формирования многомерных моделей, что значительно повышает их функциональность;

– возможностью формирования и изучения нетривиальных моделей КТУЛП, включающих в себя скрытые, ранее не изученные закономерности, формируемые по типу "отливка – технологический процесс", "отливка – оборудование" или их комбинаторику, когда входными данными являются только параметры отливки, а выходными соответственно технологические процессы или конструкторские решения;

– возможностью параллельной обработки данных;

– высокой скоростью получения результата при реализации на ПЭВМ.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Беликов О.А.** Основные положения системно-структурного проектирования технических объектов // Механика машин. 1997. № 5.

2. **Круглов В.В., Борисов В.В.** Искусственные нейронные сети. Теория и практика. М.: Горячая линия – Телеком, 2001. 382 с.

3. **Осовский С.** Нейронные сети для обработки информации // пер. с польского И.Д. Рудинского. М.: Финансы и статистика. 2002. 344 с.

Александр Евгеньевич Блинников, канд. техн. наук

УДК 669.131.7

Д.А. Болдырев, С.В. Давыдов *(Исследовательский центр ОАО "АВТОВАЗ", Брянский государственный технический университет)*

Внутриформенное модифицирование чугуна с вермикулярным графитом

Рассмотрены особенности формирования микроструктуры чугуна с вермикулярной формой графита при внутриформенном модифицировании с учетом изменения состава сфероидизирующего модификатора.

The paper considers the features of structure forming of the mold inoculated vermicular graphite iron. The consideration takes into account the change of compound of the spheroidizing agent.

Чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ) имеет достаточно широкий межкритический интервал температур $Ac_1^н - Ac_1^к$, что характеризует его склонность к развитой химической и структурной неоднородности, особенно в части распределения графита. При обработке ЧВГ ковшевым способом модифицирования эта тенденция менее выражена из-за интенсивного перемешивания расплава чугуна при его разливке из ковша по формам.

При получении ЧВГ внутриформенным способом модифицирования существуют два фактора, ухудшающие его структурообразование. Во-первых, не происходит полноценного и равномерного перемешивания расплава, т.е. отсутствует полная гомогенизация расплава по содержанию магния в объеме литейной формы, что приводит к развитию структурного расслоения шаровидного и вермикулярного графита. Во-вторых, использование в качестве материала для внутриформенной обработки ЧВГ модификатора с относительно высоким содержанием магния (свыше 6,5 %) и низким содержанием РЗМ (менее 0,8...1,0 %), не обеспечивает получение необходимой степени сфероидизации графита и ухудшает его структурообразование, которое проявляется в эффекте недомодифицирования расплава чугуна.

Все указанные недостатки характерны процессу изготовления отливок распределительных валов в условиях чугунолитейного производства ОАО "АВТОВАЗ". Данная отливка считается относительно длинномерной, так как, например, для модели 2110 соотношение диаметра (32 мм) к длине ((466,2±2) мм) составляет ~1:15.

Литые заготовки валов (рис. 1) изготовляют из ЧВГ 40 (ГОСТ 28394–89) с применением внутриформенного модифицирования модификатором ФСМг7 с содержанием магния 6,5...7,5 %, РЗМ 0,3...1,0 % (в среднем ~0,5 %) и кальция 0,2...1,0 % (в среднем ~0,6 %). В каждую реакционную камеру литейной формы укладывают 250 г модификатора.

Рис. 1. Отливка распределительного вала:
1 и *8* – номера кулачков в направлении поступления металла

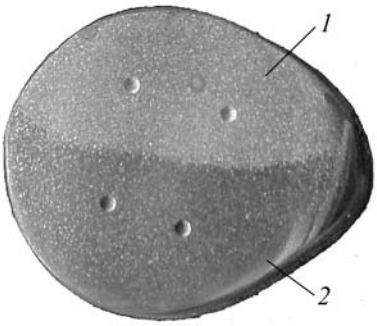


Рис. 2. Расслоение графита в серийной отливке распределительного вала:
1 – зона с шаровидным графитом;
2 – зона с вермикулярным графитом

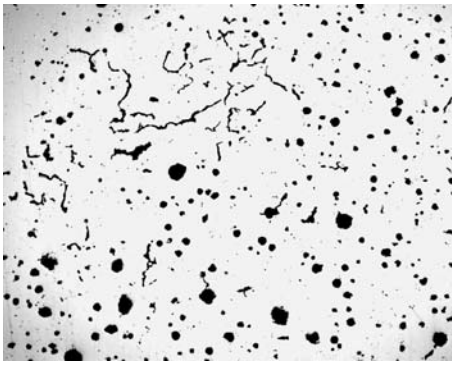


Рис. 3. Граница расслоения графита вермикулярной и шаровидной форм в отливке распределительного вала, ×100

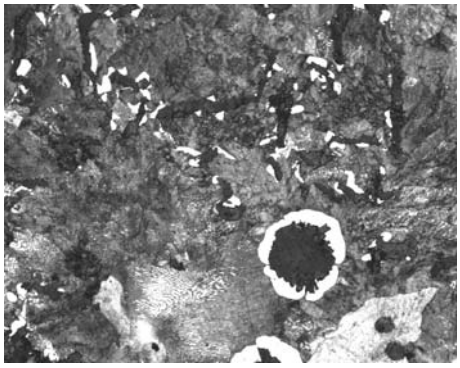


Рис. 4. Микроструктура чугуна переходной зоны в серийной отливке распределительного вала, ×400

Модификатор ФСМг7 в классическом исполнении предназначен для получения внутриформенным модифицированием высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ). При его использовании для формирования вермикулярной формы графита за счет эффекта недомодифицирования микроструктура чугуна отливок, получаемых по серийной технологии, отличается от оптимальной не только по количеству доли шаровидного графита (не более 40 %), но и по его распределению как по сечению, так и по длине отливки детали.

Во-первых, в процессе кристаллизации расплава чугуна по высоте сечения отливки формируются две зоны с разнородной структурой графита: в верхней половине отливки присутствует в основном шаровидный графит, а в нижней – вермикулярный (рис. 2–4).

Расслоение различных форм графита по высоте сечения объясняется тем, что расплав при затекании в полость формы в процессе реакции с модификатором в реакционной камере плохо перемешивается и магний, имеющий малую плотность (1,7 г/см^3), всплывает в верхнюю часть отливки, вызывая тем самым образование в ней преимущественно шаровидной формы графита. Такая особенность распределения графита по сечению отливки провоцирует увод сверла в нижнюю часть отливки, как более мягкую, при расточке внутреннего отверстия из-за разброса по твердости между верхней и нижней половинами в среднем на 20...25 НВ.

Во-вторых, неоднородность структуры по длине отливки вызывает значительную разницу по твердости (от 12 до 56 НВ). В первом кулачке (рис. 4–6) структура с преобладанием вермикулярного графита ВГф2, ВГф3 над шаровидным. В восьмом кулачке (рис. 7, 8) структура с шаровидным графитом ШГд25, ШГд18.

В-третьих, из-за относительно высокого содержания в модификаторе такого шлакообразующего элемента, как кальций, и несколько завышенного содержания магния микроструктура чугуна загрязняется шлаковыми включениями (рис. 9). Один из таких характерных дефектов детально исследовали с помощью электронного микрорентгеноспектрального анализа (рис. 10). Из анализа спектра видно, что шлаковые включения представляют собой конгломераты комплексных оксидов магния и кальция.

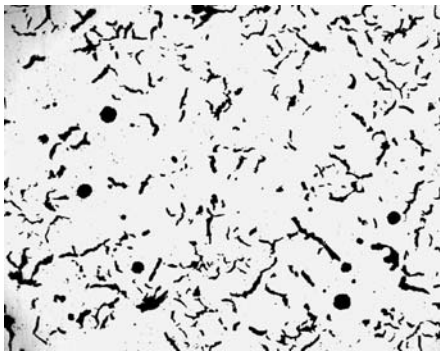


Рис. 5. Морфология графита, характерная для первого кулачка серийной отливки распределительного вала, ×100

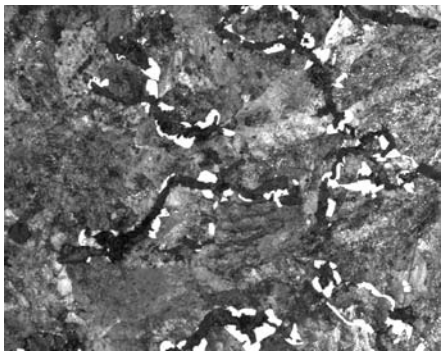


Рис. 6. Микроструктура чугуна, характерная для первого кулачка серийной отливки распределительного вала, ×400

Использование в модификаторах РЗМ совместно с магнием обусловлено тем, что температуры кипения РЗМ значительно превышают температуру плавления чугуна, поэтому в отличие от магния РЗМ не испаряются в заметных количествах, а лом таких чугунов вносит в расплав неконтролируемые примеси неодима, церия, лантана и др. Процентное содержание таких примесей недостаточно для получения эффекта сфероидизации и не регламентируется технической документацией, однако даже небольшие коли-

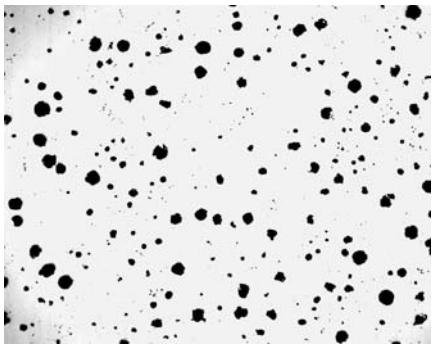


Рис. 7. Морфология графита, характерная для восьмого кулачка серийной отливки распределительного вала, ×100

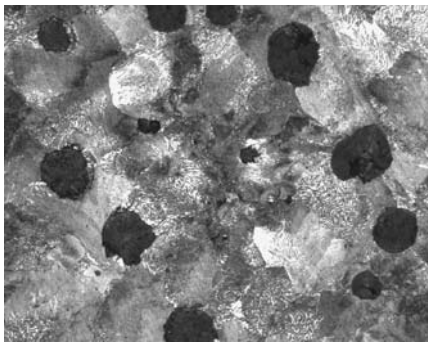


Рис. 8. Микроструктура чугуна, характерная для восьмого кулачка серийной отливки распределительного вала, ×400

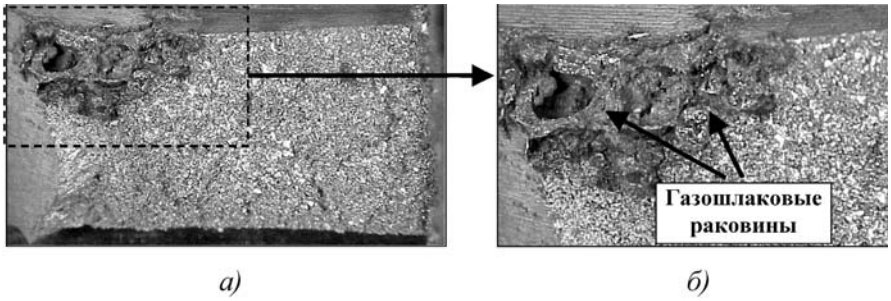


Рис. 9. Поверхность излома фрагмента отливки распределительного вала:
а – макроизлом, ×5; *б* – структура включения, ×10

чества этих примесей оказывают воздействие на процесс кристаллизации [1].

Присутствующие в расплаве РЗМ снижают коэффициенты активности и диффузии углерода в чугуне и препятствуют выделению графита неблагоприятной формы, т.е. проявляют эффект стабилизации шаровидной и вермикулярной форм структурного графита [1]. В расплаве чугуна РЗМ активно взаимодействуют с другими примесями, образуя разнообразные соединения. При этом нейтрализуется негативное действие серы, кислорода, висмута, сурьмы и др. Кроме того, соединения, образующиеся при взаимодействии РЗМ с этими элементами, играют роль дополнительных центров кристаллизации, измельчая включения графита, а при определенном содержании РЗМ служат подложками для образования вермикулярного и шаровидного графита [2].

Наряду с раздельной обработкой чугуна магнием и РЗМ (или сплавами на их основе) применяют комплексные модификаторы, в которых в различных соотношениях присутствуют оба эти элемента [3]. При этом в сплавах с повышенным содержанием магния (до 9 %) доля РЗМ обычно не превышает 1,5...2 %. Действие таких присадок основано на высокой сфероидизирующей способности магния, что предопределяет узкие пределы их дозирования. Снижение в лигатуре магния до 4 % и ниже при соответствующем увеличении РЗМ до 15 % позволяет существенно уменьшить пироэффект, повысить усвояемость данных элементов в чугуне и стабилизировать получение ЧВГ.

Таким образом, главной задачей по оптимизации состава модификатора для внутриформенной обработки чугуна в целях получения преимущественно вермикулярной формы графита является подбор содержания магния и РЗМ. При этом необходимо принимать во внимание следующие особенности, которые накладывают определенные ограничения. Содержание графитизирующих элементов (Ba, Ca, Al) в составе модификатора необходимо строго минимизировать из-за их склонности к шлакообразованию и скоплению образовавшихся включений преимущественно на границах зерен, учитывая отсутствие возможности проведения операции шлакоудаления.

Редкоземельные металлы при введении в модификатор с содержанием магния, достаточным для получения шаровидного графита, по-

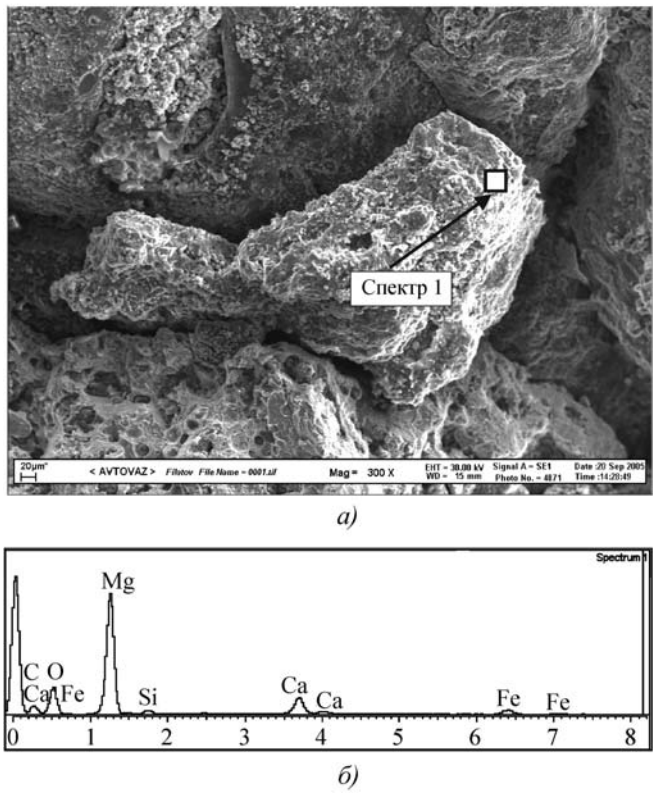


Рис. 10. Структура (*а*) и рентгеновский спектр (*б*) включения вблизи газошлаковых раковин

Рис. 11. Морфология графита, характерная для структуры опытной отливки распределительного вала, ×100

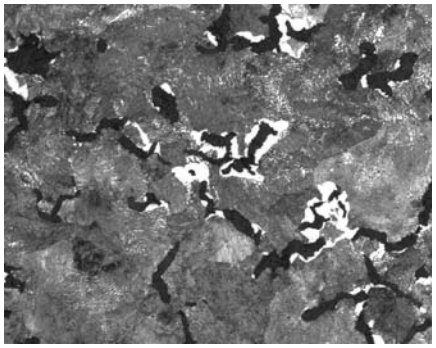


Рис. 12. Микроструктура чугуна опытной отливки распределительного вала, ×400

зволяют получать в высокопрочном чугуне преимущественно графит типа ОА (правильная шаровидная форма) вместо типа ОВ (неправильная шаровидная форма), характерном при использовании магниевого модификатора с низким содержанием РЗМ или без них. В данном случае при несколько уменьшенном содержании магния в модификаторе РЗМ стабилизируют вермикулярную форму графита (наиболее удачное их название в этом случае – вермикуляторы графита).

Главное достоинство РЗМ заключается в способности образовывать соединения с примесями главным образом серой и кислородом, отличающиеся мелкодисперсностью и расположением преимущественно в теле зерен, не вызывая ослабления межзеренных границ. Однако содержание РЗМ ограничивается их высокой стоимостью и способностью, начиная с некоторой концентрации, зависящей от состава модификатора, температуры расплава, особенностей конструкции отливки и других факторов, вызывать отбел.

Содержание магния также должно быть сбалансированным с содержанием РЗМ: при его относительном недостатке в микроструктуре чугуна будет присутствовать в некотором количестве пластинчатый графит, а при его относительном избытке – шаровидный графит. Также при назначении концентрации магния следует учитывать степень его окисленности в модификаторе, которая, в свою очередь, зависит от технологии получения модификатора (типа и металлоемкости плавильного агрегата, наличия защитной атмосферы, параметров процесса выплавки и др.).

Для проведения опытной работы по оптимизации и выравниванию структуры чугуна в отливках распределительных валов изготовили специальный модификатор ФСМг6РЗМ1,5 с содержанием магния 5,8...6,3 %, РЗМ 1,2...1,5 % и кальция – до 0,4 %. С опытным модификатором залили несколько отливок валов модели 2110, израсходовав весь металл в ковше.

Для исследования отобрали три отливки: из первой формы с ковша (температура заливки 1425 °С), из середины заливки (температура заливки 1405 °С) и из последней формы с ковша (температура заливки 1390 °С). Исследованиям подвергли образцы с первого и восьмого кулачков от каждой отливки.

Микроструктура во всех отливках отличается стабильным распределением вермикулярного графита как по сечению, так и по длине отливки (рис. 11, 12), а также однородной структурой матрицы.

Результаты металлографического анализа материала отливок представлены в табл. 1, механические свойства – в табл. 2.

1. Микроструктура чугуна опытных отливок распределительных валов

Номер отливки	Номер кулачка	Микроструктура
1	1	Графит вермикулярный ВГф2, ВГф3; графит шаровидный ШГф4, ШГф5, ШГд25, суммарно до 10 %. Металлическая основа – перлит пластинчатый с содержанием феррита до 15 %
	8	
2	1	
	8	Графит вермикулярный ВГф2, ВГф3; графит шаровидный ШГф4, ШГф5, ШГд25, суммарно до 10 %. Металлическая основа – перлит пластинчатый с содержанием феррита до 20 %
3	1	Графит вермикулярный ВГф2, ВГф3; графит шаровидный ШГф4, ШГф5, ШГд25, суммарно до 10 %. Металлическая основа – перлит пластинчатый с содержанием феррита до 10 %
	8	Графит вермикулярный ВГф2, ВГф3; графит шаровидный ШГф4, ШГф5, ШГд25, суммарно до 10 %. Металлическая основа – перлит пластинчатый с содержанием феррита до 15 %
Требования СТП		Графит вермикулярный ВГф2, ВГф3; графит шаровидный ШГф4, ШГф5 не более 20 %, пластинчатый не более 15 %. Допускается до 70 % шаровидного графита ШГф4, ШГф5 при размере включений не более ШГд25. Металлическая основа – перлит пластинчатый, феррит не более 20 %

2. Твердость, временное сопротивление на разрыв и относительное удлинение материала опытных отливок

Номер отливки	НВ 5/750		$\sigma_в$, МПа	δ, %
	Кулачок 1	Кулачок 8		
1	229...241	241	485	1,2
2	229...241	241...255	510	1,6
3	229...241	255	510	1,2
Требования СТП	210...270		≥ 400	≥ 1,0

Принимая во внимание однородную микроструктуру опытных отливок валов по сечению и по длине и стабильность механических свойств по длине отливки, можно заключить, что для данных конкретных условий модифицирования используемый материал ФСМг6РЗМ1,5 имеет сбалансированное содержание магния и РЗМ.

Таким образом, химический состав модификатора для получения чугуна с вермикулярным типом графита внутриформенным модифицированием должен быть представлен только магнием и РЗМ при минимально возможном содержании любых других элементов как стимулирующих графитообразование, так и примесных. Причем конкретное содержание магния и РЗМ необходимо подбирать в зависимости от размера и толщины стенки конкретной отливки, температуры расплава и других факторов.

В общем рекомендуемые оптимальные диапазоны содержания магния и РЗМ в модификаторе для получения ЧВГ внутриформенным модифицированием составляют 4,0...6,5 % и 1,2...2,0 % соответственно.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Андреев В.В.** Особенности формирования и морфология графитно-аустенитных эвтектик в чугунах // Литейное производство. 2006. № 4. С. 15 –17.

2. **Орехова А.И., Бурцев М.Ю., Козлов Л.Я**. Влияние неконтролируемых примесей редкоземельных металлов на структуру и свойства серых чугунов // Тр. III-й Международной науч.-практич. конф. "Прогрессивные литейные технологии". Москва: МИСиС. 2005. С. 45–48.

3. **Королёв С.П., Королёв В.М., Худокормов Д.Н.** Чугун с вермикулярным графитом – материал для стеклоформ // Литейное производство. 1996. № 1. С. 6–8.

Денис Алексеевич Болдырев, канд. техн. наук;
Сергей Васильевич Давыдов, д-р техн. наук

УДК 621.74.045

Ю.А. Караник *(Новосибирское областное научно-техническое общество машиностроителей)*

Снижение металло- и энергопотребления при производстве отливок деталей машин и механизмов

Предложены способы литья выжиманием с кристаллизацией под давлением. Заполнение литейных форм осуществляется через разовый металлопровод жидко-твердым расплавом с дальнейшей кристаллизацией расплава в формах под давлением. Предложенные способы литья позволяют уменьшить расход энергии на изготовление отливок и сократить потери теплоты в окружающую среду.

The article considers the methods of casting by pressing with crystallization under pressure. Casting moulds being filled through the single-shot channel by the liquid-solid metal with further crystallization under pressure. Ordered methods allow to decrease energy consumption and heat dissipation into surrounding environment.

Исторически сложилось так, что при изготовлении литых заготовок формы заполняют свободной заливкой из литейного ковша перегретым над линией ликвидус расплавом под действием гравитационных сил, а затвердевание отливок происходит под атмосферным давлением – это способ гравитационной заливки с кристаллизацией под атмосферным давлением (Гр.Зал.АД). В результате использования таких приемов отливки получаются химически неоднородными с крупным первичным зерном и микропористостью, что определяет их более низкие механические свойства по сравнению с деформированным металлом – поковками и прокатом.

В настоящее время появились специальные виды литья, позволяющие улучшить качество литого металла. Но они охватывают ограниченную номенклатуру деталей простой конфигурации, типа втулок или плоских деталей. Основным способом изготовления отливок остается способ Гр.Зал.АД в сырых песчано-глинистых формах.

Каждый способ изготовления отливок включает пять основных операций: 1) приготовление расплава

металла; 2) подготовку к заливке постоянных или изготовление разовых литейных форм; 3) заполнение форм расплавом металла; 4) затвердевание отливки; 5) проведение финишных операций (очистка, зачистка облоя и др.).

В данной статье не рассмотрены первая, вторая и пятая операции. Качество металла, зависящее от способа литья, определяется операциями 3 и 4. Не рассмотрены также способ непрерывного литья длинномерных заготовок с одинаковым сечением и энергоемкий низкопроизводительный способ получения отливок наплавкой металла в литейной форме.

В табл. 1 приведены используемые в литейном производстве формы, которые определяют только величину коэффициента использования материала (КИМ), но практически не влияют на механические свойства металла отливок (исключение составляют постоянные формы, качество металла отливок в которых улучшается за счет измельчения зерна при кристаллизации и некотором росте механических свойств). Все известные способы литья и их особенности приведены в табл. 2.

Практически установлено, что самые низкие механические свойства металла (значительно уступающие свойствам поковок и проката) получают при изготовлении отливок способом Гр.Зал.АД, особенно при использовании песчаных форм.

1. Виды литейных форм

Постоянные		Разовые	
Металлические	Графитовые	СПГФ	Формы ГМ
		Формы из ХТС	Формы гипсовые
		Формы из ФМ	Формы из пл.см.*
		Формы кер. ВМ**	Другие виды форм***

*Формы из песчаных плакированных смесей по горячей оснастке.

**Кер.ВМ – формы керамические по выплавляемым моделям.

***Другие виды форм, в том числе жидконаливные.

Примечания: СПГФ – сырые песчано-глинистые формы;

ГМ – формы песчаные с использованием газифицируемых пенополистироловых моделей;

ХТС – формы из химически-холоднотвердеющих смесей по холодной оснастке;

ФМ – формы из сыпучих ферромагнитных материалов.

Можно ли в принципе получить таким способом отливки с механическими свойствами металла не ху-

2. Способы литья и их особенности

Способы литья	Характерные особенности способа литья			
	Виды форм	Условия заполнения формы металлом	Температура расплава при заполнении формы	Условия затвердевания расплава в форме
Гр.Зал.АД	Разовые и постоянные	Под действием гравитационных сил	Выше линии ликвидус	Под атмосферным давлением
ЦЛ	Постоянные и разовые	Под действием центробежных сил	Выше или ниже линии ликвидус	Под действием центробежных сил
ЛПД	Постоянные	Под механическим давлением (35...100 МПа)	Выше или ниже линии ликвидус	Под механическим давлением (35...100 МПа)
Ж.шт.	Постоянные	Под давлением пуансона (> 100 МПа)	Выше или ниже линии ликвидус	Под механическим давлением (> 100 МПа)
ЛВГД	Разовые и постоянные	Под действием гравитационных сил	Выше линии ликвидус	Под всесторонним газовым давлением (≤ 1 МПа)
ЛНД	Разовые и постоянные	Под низким газовым давлением (< 0,1 МПа)	Выше линии ликвидус	Под газовым давлением (< 0,1 МПа) через расплав
ЛВКД	Разовые и постоянные	Под механическим давлением (≤ 1 МПа)	Ниже линии ликвидус	Под механическим, всесторонним газовым или комбинированным давлением (≤ 1 МПа)

Примечания: Гр.Зал.АД – способ получения отливок заполнением формы свободной заливкой перегретого над линией ликвидус расплава под действием гравитационных сил с кристаллизацией расплава в форме под атмосферным давлением (основной, широко распространенный во всем мире способ изготовления отливок); ЦЛ – способ получения отливок под действием центробежных сил; ЛПД – способ литья под давлением; Ж.шт. – способ получения отливок жидкой штамповкой; ЛВГД – способ получения отливок под всесторонним газовым давлением; ЛНД – способ получения отливок под низким давлением; ЛВКД – способ получения отливок выжиманием с кристаллизацией под давлением.

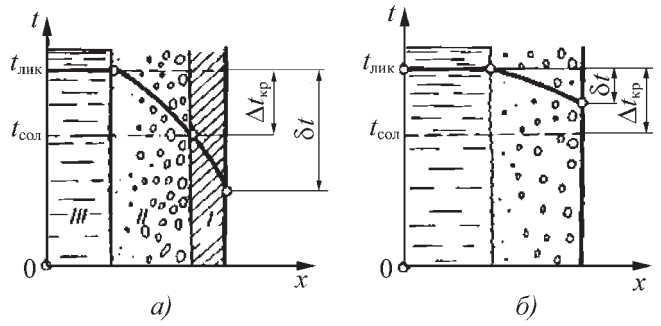


Рис. 1. Влияние перепада температуры δt в отливке и интервала температур кристаллизации $\Delta t_{кр}$ на характер затвердевания металла:

а – последовательное затвердевание (перепад δt много больше интервала $\Delta t_{кр}$); *б* – объемное затвердевание (перепад δt много меньше интервала $\Delta t_{кр}$); $t_{лик}$ – температура ликвидуса; $t_{сол}$ – температура солидуса

же, чем у деформированного – поковок и проката и какие для этого нужны условия?

Существуют две концепции затвердевания металла в литейной форме: последовательного (рис. 1, *а*) и объемного (рис. 1, *б*) затвердевания.

В основу современной технологии литья заложена концепция последовательного затвердевания, критерием которой является

$$\Delta t_{кр} / \delta t \le 1,$$

где $\Delta t_{кр}$ – интервал температур кристаллизации; δt – перепад температур в сечении отливки.

При получении отливок способом Гр.Зал.АД расплав заливают в форму из ковша с перегревом его над линией ликвидус. Заполнение формы происходит под действием гравитационных сил. В форме от расплава отводится теплота перегрева, и только после этого начинается процесс кристаллизации (с образованием центров кристаллизации), сопровождающийся формированием крупного первичного зерна и химической неоднородности металла. Последующее затвердевание металла отливки под атмосферным давлением приводит к образованию микропористости.

Таким образом, отливка имеет химическую неоднородность, крупное первичное зерно и микропористость, что определяет ее низкие механические свойства. По мнению академика В.А. Ефимова "...Основным недостатком, приводящим к образованию повышенной усадки и ко всем видам физической неоднородности, является перегрев разливаемого расплава. Разливка расплавов с перегревом при литье и кристаллизации отливок вызывает образование горячих трещин, усиление дендритной и зональной неоднородности и ряд других дефектов литья" [1]. Анализ показывает, что нет оснований для положительного ответа на поставленный выше вопрос получения качественных отливок при использовании Гр.Зал.АД.

Однако исследованиями установлено, что качество литого металла можно значительно повысить и в процессе формирования отливки, например, используя всестороннее газовое давление, налагаемое на затвердевающую отливку. При давлении газа 0,5 МПа плотность стали 35ХГСЛ повышается на 2 %, прочность – на 30 %, пластичность – в 2 и более раз.

Для измельчения зерна и повышения химической однородности литого металла необходимо стремиться к увеличению количества центров кристаллизации, а микропористость в литом металле можно устранить воздействием на него давлением при кристаллизации. Давление Δ_p способствует более эффективному проникновению жидкого металла в зону двухфазового состояния затвердевающей отливки и позволяет управлять теплосиловыми процессами ее формирования [2]. При этом количество жидкости, профильтровавшейся через зону двухфазного состояния сплава, определяется по закону Дарси

$$Q = k(F/L)\Delta_p ,$$

где k – коэффициент проницаемости полузатвердевшего каркаса сплава; F – площадь поперечного сечения отливки; L – протяженность зоны двухфазного состояния отливки.

В этой связи для улучшения качества литого металла более приемлема технология, основывающаяся на концепции объемного затвердевания (см. рис. 1, *б*), критерием которого является $\Delta t_{кр}/\delta t \ge 1$.

При объемном затвердевании перепад температур в сечении отливки должен быть как можно меньше. Для этого необходимо, чтобы расплав поступал в литейную форму без перегрева (например, в интервале кристаллизации) под механическим давлением. Тогда по всему объему отливки, сразу после заполнения формы, уже имеются готовые центры кристаллизации, что обеспечивает мелкое первичное зерно и химическую однородность литого металла. А затвердевание отливки под давлением (механическим, газовым или комбинированным) в пределах 1 МПа (оптимально 0,5 МПа) обеспечивает устранение микропористости – подавляется выделение газов, образующих микропоры, и устраняется усадочная пористость.

Указанные приемы литья заложены в основу способа литья выжиманием с кристаллизацией под давлением (ЛВКД) [2].

Устранение усадочной пористости в отливках, изготовленных ЛВКД, можно объяснить следующим образом. Согласно теории канадского ученого У. Вайнгарда, при образовании зародыша или центра кристаллизации между ним и жидкостью возникает поверхность раздела (Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металла / пер. с англ. М.: Мир, 1967). Упрощенно атомы на этой границе раздела можно рассматривать как наполовину принадлежащие жидкости, наполовину – твердой фазе, и поверхностная энергия, приходящаяся на атом, может быть принята

приблизительно равной половине скрытой теплоты плавления в пересчете на атом. Одновременно по всему объему отливки выделяется скрытая теплота кристаллизации.

В первом приближении отливку при объемном затвердевании в момент перехода ее металла из жидкого состояния в твердое можно считать жидким телом, и процессы, описанные в работе [3], для горячего изостатического прессования твердого тела при давлении 50...200 МПа могут по аналогии протекать при переходе жидкого тела в твердое при температурах расплава $t_{сол}$ (для сплавов) и $t_{кр}$ (для эвтектических сплавов и чистых металлов) и при давлении порядка 1 МПа.

Способ ЛВКД предусматривает заполнение литейной формы жидкотвердым расплавом с готовыми центрами кристаллизации, с кристаллизацией его в форме под давлением. В случае использования узкоинтервальных, эвтектических сплавов и чистых металлов используют малые добавки модификаторов 2-го рода, в том числе наночастицы тугоплавких химических соединений типа TiCN.

Экспериментально подтверждено, что механические свойства литого металла при ЛВКД повышаются до уровня поковок и проката [2].

Способ ЛВКД позволяет получать отливки из любых сплавов в любых литейных формах с кристаллизацией под механическим, газовым или комбинированным давлением, за счет литья в интервале кристаллизации, снизить температуру расплава примерно на 50 °С с соответствующей экономией электроэнергии, сократить потери теплоты в окружающую среду.

На рис. 2 представлена фотография отливки кронштейна (деталь самолета), изготовленной способом ЛВКД в керамической форме по выплавляемым моделям из стали ВНЛ-3 на Новосибирском авиационном заводе. Масса отливки 1,26 кг (снижена по сравнению с серийной отливкой более чем в 2 раза), преобладающая толщина стенки 1,2 мм. Испытания на долговечность на образцах-имитаторах и натурные испытания показали высокую надежность литого кронштейна, не уступающую горячештампованным деталям.

Способ ЛВКД имеет ограничения по габаритам получаемых отливок и их массе (использование камер выжимания большого размера проблематично).

Рис. 2. Кронштейн из стали ВНЛ-3, изготовленный ЛВКД в керамической форме

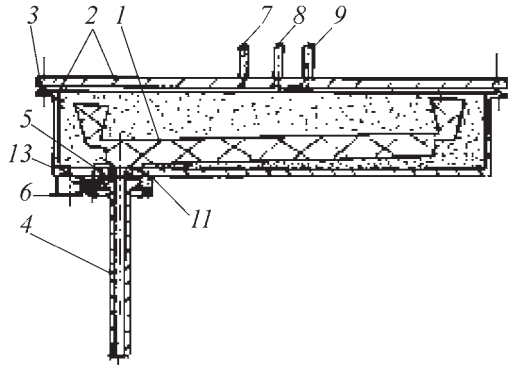


Рис. 3. Контейнер с литейной формой отливки крестовины стрелочного перевода (перед заливкой)

Для исключения указанных недостатков разработан новый способ изготовления отливок из жидко-твердого расплава с заполнением литейной формы металлом через разовый металлопровод непосредственно из плавильной печи с кристаллизацией в форме под механическим, газовым или комбинированным давлением (в пределах 1 МПа) – способ ЛВПКД, описанный в работе [4], снимающий ограничение по габаритам и массе получаемых отливок. Данный способ устраняет перелив металла из печи в ковш (экономия температуры составляет ~ 50 °С), а из ковша – в камеру выжимания (экономия также ~ 50 °С).

На рис. 3 изображен контейнер с литейной формой для получения отливки крестовины стрелочного перевода (перед заливкой), на рис. 4 – для получения этой отливки с плавильной печью (после заливки), на рис. 5 – контейнер с литейной формой для получения железнодорожных колес по газифицируемым пенополистироловым моделям, на рис. 6 – контейнер с керамическими формами для получения стальных отливок.

Устройство для изготовления железнодорожных крестовин (см. рис. 3 и 4) состоит из пенополистиро-

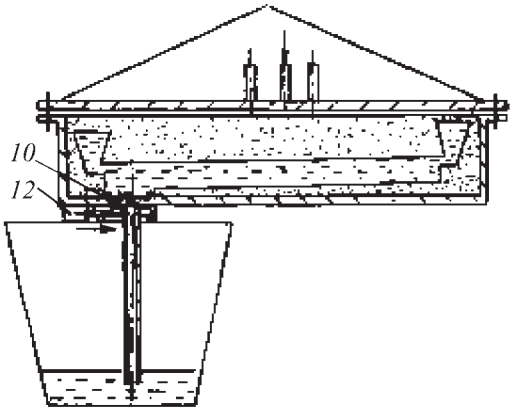


Рис. 4. Контейнер с литейной формой отливки крестовины стрелочного перевода с плавильной печью (после заливки)

ловой модели *1*, заформованной сухим кварцевым песком в разъемном контейнере *2* с герметизирующим уплотнением *3*, металлопровода *4*, выполненным из алюминиевого чугуна, смонтированным в кронштейне *6* через уплотнение *5*. В верхней крышке контейнера *2* расположены газопроводы *7*, *8* и *9* соответственно для вакуумирования, подачи газового давления и связи с атмосферой. В нижней части контейнера *2* расположена песчаная вставка *10*, кольцевая канавка *11* для герметизации контейнера *2* в процессе заливки расплавом. Для горизонтального перемещения металлопровода *4* создан силовой привод *12* со штоком *13*.

Для получения железнодорожных колес (см. рис. 5) устройство содержит пенополистироловые газифицируемые модели *1*, смонтированные со стояком *2*, размещенные в контейнере *3*. Контейнер снабжен газопроводами *4*, *5* и *6* соответственно для вакуумирования, подачи газового давления и связи с атмосферой. Для подачи расплава в контейнер *3* к донной части его присоединен металлопровод *7*, выполненный из стали с алитированной поверхностью и оксидным слоем. Металлопровод *7* смонтирован в кронштейне *11* через уплотнение *8* и взаимодействует со штоком *13* гидропривода *12*. В нижней плите контейнера расположена кольцевая канавка *10* (для герметизации) и песчаная вставка *9*.

Для получения отливок по выплавляемым моделям (см. рис. 6) устройство содержит керамические блоки *1*, смонтированные со стержнями *2*, *3* и *4* и расположенные в герметичном контейнере *5*. В нижней плите контейнера *5* расположена песчаная вставка *6* и

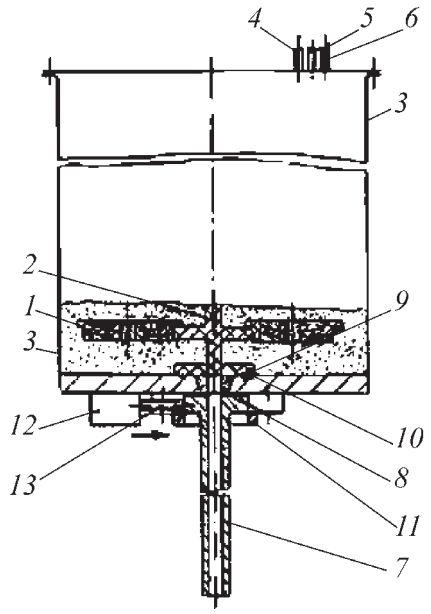


Рис. 5. Контейнер с литейной формой для изготовления железнодорожных колес по газифицируемым пенополистироловым моделям

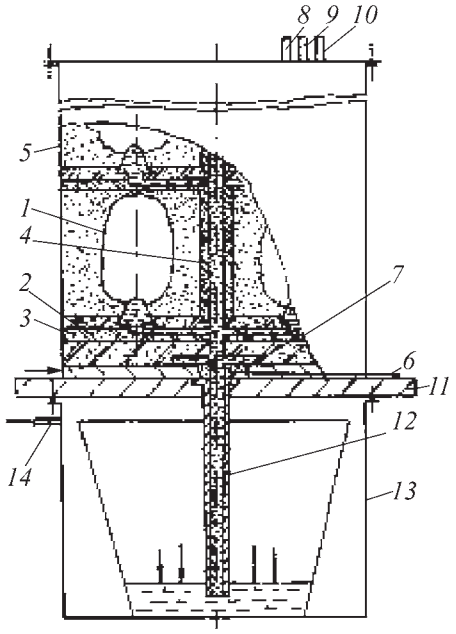


Рис. 6. Контейнер с керамическими формами для получения стальных отливок

кольцевая канавка *7*. Контейнер *5* снабжен газопроводами *8*, *9* и *10* соответственно для вакуумирования, подачи газового давления и связи с атмосферой. Контейнер *5* установлен на плите *11*, в которую вмонтирован металлопровод *12*, погруженный в расплав металла печи, которая размещена в герметичном корпусе *13*, снабженном газопроводом *14* для подачи газового давления.

При получении отливок железнодорожных крестовин из стали 110Г13Л устройство (см. рис. 3) работает следующим образом. Пенополистироловые газифицированные модели железнодорожных крестовин *1* засыпают кварцевым песком в контейнере *2*. Приготовленная сталь охлаждается в печи до температуры солидус (1300 °С), при этом растворенные в стали газы удаляются, после чего ее быстро нагревают до температуры 1340 °С (жидкотвердое состояние).

Металлопровод *4* погружают в расплав металла (см. рис. 4) и контейнер *2* соединяют с системой вакуумирования через газопровод *7*. Расплав стали по металлопроводу *4* поступает в контейнер *2* со скоростью 5 м/с, выжигая пенополистироловую модель. Первые порции металла заливаются в канавку *11* и герметизируют контейнер *2* снизу. Продукты газификации модели отсасываются из контейнера *2* системой вакуумирования через газопровод *7*. После заполнения рабочей полости формы включают гидроцилиндр *12* и штоком *13* металлопровод *4* смещается вправо, отсекая расплав металла в металлопроводе от расплава металла в форме, после чего в контейнер *2* через газопровод *8* подают сжатый воздух под

давлением 0,5 МПа и вплоть до затвердевания отливки.

Заливка в жидко-твердом состоянии обеспечивает химическую однородность и мелкое первичное зерно отливки, а кристаллизация под газовым давлением – беспористость металла. После затвердевания отливки контейнер *2* соединяют с атмосферой через газопровод *9*, отливку извлекают из песка и процесс повторяют.

Полученная отливка химически однородна, с мелким первичным зерном, не имеет микропор, обладает повышенными механическими свойствами металла по сравнению с требованиями ГОСТ на литой металл: прочность выше на 30 %, пластичность – не менее чем в 1,5 раза.

Для изготовления железнодорожных колес из стали ЭИ293 (см. рис. 5) сталь выплавляют по известным режимам и модифицируют наночастицами тугоплавких химических соединений при температуре не выше 1500 °С. От температуры 1500 °С сталь охлаждают в печи до 1400 °С, погружают в нее металлопровод *7* с одновременным соединением контейнера *3* с системой вакуумирования. Сталь заполняет рабочие полости литейных форм, выжигая пенополистироловые модели *1*.

После заполнения расплавом литейной формы металлопровод *7* перемещается гидроцилиндром *12* и штоком *13* вправо, отсекая расплав, находящийся в контейнере *3*, от расплава в металлопроводе *7*. Вакуум отключают и в контейнер *3* подают сжатый воздух через газопровод *5* под давлением 0,5 МПа.

Велосипедные каретки из стали 45Л изготавливают в устройстве ЛВПКД (см. рис. 6) следующим образом. Сталь выплавляют в индукционной печи по известной технологии, охлаждают от температуры 1560 до 1475 °С. Контейнер *5* устанавливают на плиту *11* с металлопроводом *12*, который погружают в сталь. В кожух печи *13* подают сжатый газ под давлением в 0,2 МПа через газопровод *14* и одновременно контейнер *5* вакуумируют через газопровод *8*.

Расплав через металлопровод *12* заполняет рабочие полости форм *1*, нагретых до 250...300 °С, со скоростью потока в литниковом ходе 5 м/с. После заполнения рабочих полостей форм *1* контейнер *5* сдвигается по плите *11* вправо силовым гидроприводом (на чертеже не показан), отсекая расплав в формах от расплава металла в металлопроводе *12*, после чего в контейнер *5* через газопровод *9* подают сжатый газ под давлением 0,5 МПа и проводят выдержку до затвердевания отливки. Затем газовое давление в контейнере *5* сбрасывают до атмосферного, отливки охлаждают в контейнере до 900 °С, далее – на воздухе (при этом происходит нормализация).

Готовые отливки химически однородны, с мелким первичным зерном, не имеют микропор, их механические свойства соответствуют механическим свойствам поковок и проката. Общее количество отливок, получаемых за одну заливку, составляет 288 штук.

Выводы

Способы ЛВКД и ЛВПКД обладают универсальностью – качественные отливки с высокими механическими свойствами можно получать в любых литейных формах из любых сплавов. Осуществление этих способов не зависит от сил гравитации и атмосферного давления.

Использование литейных форм с точными размерами при ЛВКД и ЛВПКД (керамических форм по выплавляемым моделям, форм по пенополистироловым газифицированным моделям, сухих стопочных форм и др.) позволяет получать точные литые заготовки (КИМ до 0,95). Предложенные способы позволяют снизить массу существующих отливок до 30 % за счет уменьшения толщины их стенок при сохранении конструктивной прочности, сократить расход энергии на обработку резанием.

Низкие температуры расплава при заполнении литейных форм позволяют снизить расход потребляемой энергии при производстве отливок на 25...50 кВт·ч/т жидкого металла, уменьшить потери теплоты в окружающую среду.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ефимов В.А.** Специальные способы литья: справ. М.: Машиностроение, 1991.

2. **Караник Ю.А.** Способ получения отливок со свойствами на уровне поковок и проката // Литейное производство. 2006. № 10. С. 25–28.

3. **Тихонов А.А., Маринин С.Ф.** Применение горячего изостатического прессования для улучшения качества и работоспособности литых деталей // Литейщик России. 2004. № 6. С. 22–23.

4. **Пат. 58966 РФ, B 22 D 18/00.** Устройство для изготовления отливок из тугоплавких и легкоокисляющихся металлов и сплавов / Ю.А. Караник. Опубл. 10.12.06, Бюл. № 34.

Юрий Апполинарьевич Караник, канд. техн. наук

В.И. Рязанцев *(НИАТ, Москва),*
В.В. Овчинников *(Московский государственный индустриальный университет)*

Дуговая сварка жаропрочных алюминиевых сплавов

Исследованы показатели свариваемости жаропрочных алюминиевых сплавов, полученных по слитковой (сплавы 1201, М40, 1151), гранульной (сплав 1419) и порошковой (сплавы САП-1 и САП-2) технологиям. Приведены сравнительные данные по механическим свойствам основного металла и сварных соединений при температуре до 400 °С. Даны рекомендации по выбору сплавов для сварных конструкций, работающих при повышенных температурах.

The article describes the factors of weldability of heat-resistant aluminium alloys manufactured by the ingot (alloys 1201, M40, 1151), granule (alloy 1419) and powder (alloys САП-1 and САП-2) technologies. The comparison estimation on mechanical properties of the welded materials at 400 °C are presented. The recommendations on alloy's choice for the welded structures working under high temperatures are drought.

Надежность работы металлических конструкций при повышенных температурах определяется жаропрочностью входящих в них сплавов, т.е. способностью сплавов длительное время работать под напряжением при повышенной температуре без заметной остаточной деформации и разрушений. Жаропрочные деформируемые алюминиевые сплавы являются основным конструкционным материалом для фюзеляжа сверхзвуковых самолетов и корпусов ракет, подвергающихся аэродинамическому нагреву в области температур 120...200 °С длительно и до 250...400 °С кратковременно [1–3].

Для баковых отсеков самолетов и ракет кроме характеристик жаропрочности большое значение приобретают показатели свариваемости и стабильности прочностных свойств сварных соединений в процессе эксплуатации.

Поэтому для успешного использования в качестве конструкционных материалов алюминиевые сплавы с высокими характеристиками жаропрочности должны также обладать:

– низкой склонностью к образованию горячих трещин при сварке;

– отсутствием склонности к холодным трещинам;

– высокой и стабильной прочностью сварных соединений при комнатной и повышенной температурах.

К настоящему времени в нашей стране разработаны следующие жаропрочные алюминиевые сплавы, полученные по слитковой технологии: ВД17, Д19, АК4-1, Д20, Д21, 1201, 1205, М40, 1150, 1151; по гранульной технологии: 1209, 1419, 01949, 01579; по порошковой технологии: САП-1, САП-2, САП-3 [1–7].

В данной работе исследовали показатели свариваемости вышеотмеченных сплавов в сравнении со стандартными алюминиевыми сплавами АМг6 и 1420. Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1, механические свойства основного металла в табл. 2, а химический состав присадочных проволок в табл. 3.

Из данных табл. 2 следует, что наиболее высокий предел прочности при температуре до 150 °С имеют сплавы Д19, ВД17, 1151, 1209; при 200...250 °С – сплавы ВД17 и 1151, а при 400 °С – сплавы 1151, 1419, САП-1 и САП-2. Таким образом, в температурном диапазоне 150...400 °С из всех алюминиевых сплавов наиболее высокие и стабильные свойства имеет сплав 1151.

На первом этапе исследовали свариваемость сплавов, полученных по слитковой технологии: 1201, М40, 1151. Применяли листовые образцы толщиной 2...7 мм. Склонность к образованию горячих трещин

1. Номинальный химический состав (% мас.) жаропрочных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Ti	Fe	Si	Другие элементы
Д19	4,0	2,0	0,6	0,1	0,5	0,3	–
ВД17	2,9	2,2	0,6	0,1	0,3	0,3	–
АК4-1	2,3	1,5	0,1	0,08	1,2	0,2	1,2 Ni
1201	6,1	< 0,05	0,4	0,08	0,25	0,25	0,1 Zr; 0,5 V
М40	5,1	2,6	0,5	0,1	0,35	0,35	–
1150	5,5	2,1	0,45	0,1	0,2	0,2	–
1151	5,5	2,1	0,40	0,1	0,2	0,2	0,12 V
1419	–	–	2	0,5	0,3	0,2	1,2 Zr; 0,45 V; 1,6 Cr
САП-1	–	–	–	–	–	–	7 Al_2O_3
САП-2	–	–	–	–	–	–	12 Al_2O_3
1209	6,5	< 0,1	0,4	0,1	0,2	0,2	0,1 Zr; 0,1 V

2. Типичные механические свойства жаропрочных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Механические свойства ($\sigma_в$, МПа / δ, %) основного металла при температуре, °С						
	20	150	200	250	300	350	400
Д19	440/18	380/16	340/17	270/18	180/29	–	–
ВД17	500/13	420/15	380/16	240/16	170/21	110/27	–
АК4-1	380/6	330/8	295/10	200/12	–	–	–
1201	430/10	335/12	270/13	200/18	–	–	–
М40	400/11	365/12	325/13	240/14	155/23	110/88	46/97
1150	450/18	320/19	359/22	287/25	189/27	158/30	56/39
1151	455/17	395/18	364/21	296/23	206/24	173/26	68/36
1419	350/16	310/18	240/20	120/26	100/28	80/30	60/32
САП-1	300/7	200/8	180/10	160/12	130/14	100/18	55/20
САП-2	350/5	190/6	160/6	150/7	135/8	120/9	70/10
1209	500/12	410/15	350/16	250/17	–	–	–

3. Номинальный химический состав (% мас.) присадочных проволок

Марка присадочной проволоки	Cu	Mg	Mn	Zr	Ti	V	Sc	Cr	Fe	Si
СвАК5	0,1	0,005	–	–	0,1	–	–	–	0,5	5,6
Св1201	6,0	< 0,05	0,4	0,1	0,1	0,25	–	–	0,2	0,2
Св1207	5,9	< 0,05	0,35	0,1	0,1	0,2	0,25	0,08	0,1	0,15
Св1217	10,2	< 0,05	0,2	0,15	0,12	–	0,15	–	0,2	0,2
Св1177	5,0	3,8	0,4	–	0,1	–	–	–	0,2	0,2
Св01537	–	–	0,6	0,6	0,2	0,2	–	0,3	0,2	0,2

при сварке определяли по крестовой пробе, пробе МВТУ и пробе "рыбий скелет".

Показатели горячеломкости исследованных сплавов приведены в табл. 4. Коэффициент трещинообразования по крестовой пробе для сплавов М40, 1150 и 1151 в 2,5–3 раза выше, чем для сплава АМг6, и находится на уровне сплава 1201. Критическая скорость деформации по пробе МВТУ для сплавов М40, 1150 и 1151 на 20...25 % меньше, чем для сплава АМг6, и находится на уровне сплава 1201.

Таким образом, сплавы М40, 1150 и 1151 имеют заметно большую склонность к образованию горячих трещин, чем сплав АМг6, что соответствует уровню сплава 1201.

Механические свойства сварных соединений толщиной 2 мм и основного металла приведены в табл. 5. Предел прочности сварных соединений при автоматической сварке на оптимальных режимах для сплавов М40, 1150 и 1151 равен соответственно 0,85; 0,83 и 0,85, а при ручной сварке – 0,72; 0,74 и 0,75 от предела прочности основного металла.

Для сравнения отношение пределов прочности сварных соединений и основного металла для сплава АМг6 при той же толщине и автоматической сварке равно 0,92...0,95, а при ручной сварке – 0,86...0,88, т.е. значительно выше.

По абсолютному значению предела прочности сварного соединения сплав М40 аналогичен сплаву АМг6 при автоматической и ручной сварке. Прочность соединений из сплавов 1150 и 1151 при автоматической сварке на 50...60 МПа, а при ручной на 20...30 МПа выше, чем у сварных соединений из сплава АМг6. Предел прочности сварных соединений из алюминиевых сплавов 1420, 1421 и 1423 близок аналогичным показателям соединений из сплавов 1150 и 1151.

Угол загиба сварных соединений из сплавов М40, 1150 и 1151 при автоматической сварке составляет всего 55...68 %, а при ручной – 45...50 % от угла загиба основного металла. По абсолютному значению угол загиба сварных соединений из сплавов М40, 1150 и

4. Типичные показатели горячеломкости сплавов по стандартным пробам

Марка сплава	Марка присадочной проволоки	Коэффициент трещинообразования, %		Критическая скорость деформации по пробе МВТУ, мм/мин
		по крестовой пробе	по пробе "рыбий скелет"	
1201	Св1201	25	19	4,5
	Св1207	10	5	5,2
	Св1217	0	0	5,5
	Св1177	20	20	4,2
М40	Св1177	10	9	4,0
	Св1201	15	20	3,2
1150	Св1177	10	12	4,5
1151	Св1177	6	8	5,0
1419	СвАК5	0	0	8,5
	Св1201	3	0	7,5
	Св1537	4	0	8,0
САП-1	Св1201	5	5	6,5
	Св1177	0	0	7,0
АМг6	СвАМг6	5	5	7,1

1151 в 3–5 раз меньше, чем у аналогичных образцов из сплава АМг6, и в 2,5–3 раза меньше, чем у сварных соединений из сплавов 1420, 1421 и 1423 [1, 4].

Ударная вязкость по шву для сварных соединений из сплавов М40, 1150 и 1151 составляет при автоматической сварке 30...35 % и при ручной – 23...27 %, по линии сплавления – 11...25 % от ударной вязкости основного металла. Абсолютное значение ударной вязкости по шву и линии сплавления для сварных соединений из сплава АМг6 в 3–5 раз больше. Для сравнения укажем, что литейные алюминиевые сплавы АК7ч (АЛ9) и АК8М3ч (ВАЛ8) имеют ударную вязкость на уровне показателей для сварного шва из сплавов М40, 1150 и 1151 и в 1,5–2,5 раза больше, чем ударная вязкость по линии сплавления для сплавов М40, 1150 и 1151 [1, 4].

Механические свойства сварных соединений толщиной 7 мм при 20 °С приведены в табл. 6. Предел прочности сварных соединений при автоматической сварке на оптимальных режимах для сплавов М40, 1150 и 1151 соответственно равен 0,71; 0,65 и 0,68 от предела прочности основного металла, при ручной сварке соответственно 0,57; 0,51 и 0,54. Для сравнения отношение пределов прочности сварного соединения и основного металла для сплавов АМг6 и 1201 при той же толщине и автоматической сварке соответственно равно 0,9 и 0,62, а при ручной – 0,85 и 0,55. Абсолютное значение предела прочности сварных соединений толщиной 7 мм из сплавов М40, 1150 и 1151 при автоматической и ручной сварке заметно меньше, чем аналогичных соединений из сплавов АМг6 и 1201.

5. Механические свойства сварных стыковых соединений толщиной 2 мм и основного металла

Марка сплава	Способ сварки	Предел прочности, МПа, образца		Угол загиба, °	Ударная вязкость KCV, Дж/см^2		
		с выпуклостью и проплавом	без выпуклости и проплава		Шов	Линия сплавления	ЗТВ
М40	Автоматическая	343 / 332…354	316 / 307…320	32 / 26…39	5,1 / 4…6,2	2,1 / 1,9…2,3	8,8 / 7,8…9,7
	Ручная	292 / 280…301	283 / 271…302	25 / 20…30	4,9 / 3,2…5,9	1,95 / 1,7…2,2	8,5 / 7,6…9,8
1150	Автоматическая	373 / 368…384	350 / 349…352	26 / 20…32	5,0 / 4,2…6,4	3,7 / 2,9…4,2	8,6 / 7,2…9,5
	Ручная	334 / 305…350	322 / 290…332	20 / 18…21	3,8 / 3,3…4,0	2,2 / 1,7…2,5	8,7 / 7,7…9,8
1151	Автоматическая	385 / 375…398	363 / 342…374	30 / 26…36	6,5 / 4,1…7,2	3,3 / 2,5…4,8	9,8 / 9,3…10,2
	Ручная	338 / 310…352	333 / 304…348	20 / 17…22	4,0 / 3,6…5,4	2,3 / 2,1…3,1	8,9 / 8,2…9,9
	Ручная с прихватками	323 / 301…335	319 / 293…328	17 / 16…20	3,1 / 2…4,6	2,1 / 1,8…2,4	8,6 / 7,8…9,9

Марка сплава	Способ сварки	Предел прочности, МПа, образца		Угол загиба, °	Ударная вязкость KCV, Дж/см^2		
		с выпуклостью и проплавом	без выпуклости и проплава		Шов	Линия сплавления	ЗТВ
М40	Без сварки (основной металл)	403 / 390…410		47 / 46…49	12,3 / 12…13		
1150		451 / 440…460		42 / 40…46	17 / 15…18		
1151		453 / 450…465		52 / 48…60	15 / 12…20		
1201	Ручная аргонодуговая	250 / 245…275	–	60 / 50…65	10 / 9…12	7 / 6…9	–
	Ручная с прихватками аргонодуговая	245 / 240…260	–	65 / 45…70	9 / 8…10	6 / 5…8	–
	Автоматическая на переменном токе в аргоне	285 / 275…295	–	70 / 60…75	12 / 11…16	9 / 8…10	–
	Автоматическая на постоянном токе в среде гелия	295 / 280…310	–	65 / 55…70	13 / 12…15	10 / 9…12	–
1201	Без сварки (основной металл)	425 / 415…440		75 / 65…80	15 / 13…18		

Примечание. В числителе приведено среднее значение, в знаменателе – минимальное и максимальное значения.
Обозначение. ЗТВ – зона термического влияния.

6. Механические свойства сварных стыковых соединений толщиной 7 мм

Марка сплава	Способ сварки	Предел прочности, МПа, образца		Угол загиба, °	Ударная вязкость KCV, Дж/см^2	
		с выпуклостью и проплавом	без выпуклости и проплава		Шов	Линия сплавления
1150	Автоматическая за один проход	295 / 286…309	350 / 349…352	10 / 7…14	4,1 / 3,2…5,2	2,2 / 1,9…2,6
	Автоматическая за два прохода	286 / 280…297	211 / 203…225	9,5 / 7…13	4,0 / 3,1…5,3	2,1 / 1,8…2,5
	Ручная за два прохода	228 / 210…251	286 / 280…297	9 / 8…11	3,5 / 3,1…4,1	1,5 / 1,2…1,9
1151	Автоматическая за один проход	309 / 298…315	282 / 275…288	13 / 10…16	4,1 / 3,4…5,2	2,1 / 1,6…2,5
	Автоматическая за два прохода	301 / 293…310	333 / 304…348	12 / 8…14	4,2 / 3,2…4,9	2,2 / 1,7…3,0
	Автоматическая с подваркой	281 / 256…294	266 / 244…273	12 / 9…13	3,9 / 3,3…4,2	1,7 / 1,5…1,9
	Ручная за два прохода	245 / 215…265	239 / 212…255	10 / 8…13	3,5 / 3,1…4,1	1,7 / 1,4…2,0
	Ручная за два прохода с подваркой	231 / 218…245	222 / 203…238	11 / 8…17	3,25 / 3,0…4,0	1,5 / 1,2…1,85

Марка сплава	Способ сварки	Предел прочности, МПа, образца		Угол загиба, °	Ударная вязкость KCV, Дж/см^2	
		с выпуклостью и проплавом	без выпуклости и проплава		Шов	Линия сплавления
М40	Автоматическая за один проход	291 / 280…308	280 / 274…301	17 / 13…24	2,8 / 2,4…3,0	2,1 / 2…2,4
	Автоматическая за два прохода	287 / 285…307	282 / 271…289	19 / 16…21	2,8 / 2,5…3,2	1,9 / 1,8…2,3
	Ручная за два прохода	232 / 225…243	224 / 210…239	13 / 10…19	2,9 / 2,7…3,3	1,75 / 1,6…1,9
1201	Ручная на переменном токе за два прохода	255 / 250…270	–	40 / 30…50	10 / 9…11	7 / 7…9
	Автоматическая на переменном токе за два прохода в аргоне	260 / 255…275	–	40 / 35…55	12 / 10…13	–
	Автоматическая на переменном токе за один проход в аргоне	270 / 265…280	–	45 / 40…55	12 / 10…14	–
	Автоматическая на постоянном токе за один проход в гелии	280 / 275…290	–	45 / 40…50	13 / 10…14	9 / 8…12

Угол загиба сварных соединений из сплавов М40, 1150 и 1151 толщиной 7 мм при автоматической и ручной сварке в 8–10 раз меньше, чем у основного материала, и в 6–9 раз меньше, чем у сварных соединений из сплава АМг6, в 3–5 раз меньше, чем у сварных соединений из сплавов 1420, 1421,1423 [1, 4, 7].

Ударная вязкость по шву и линии сплавления сварных соединений из сплавов М40, 1150, 1151 толщиной 7 мм в 6–10 раз меньше, чем у аналогичных соединений из сплава АМг6.

Удаление проплава заподлицо с основным материалом не снижает прочности сварных соединений, а удаление проплава и выпуклости шва заподлицо с основным материалом приводит к незначительному снижению прочности сварного соединения (на 2,5...10 %).

Исследовали влияние скорости сварки (и соответственно, погонной энергии) на механические свойства сварных соединений из сплава 1151 толщиной 2 мм (табл. 7). Изменение скорости сварки от 30 до 8 м/ч приводит к снижению предела прочности на 15...20 %, угла загиба на 30...40 %, ударной вязкости по шву на 35...45 % и по линии сплавления на 35...50 %.

Для сравнения аналогичное изменение скорости сварки для сплава АМг6 приводит к изменению предела прочности на 5...7 % (в 2–4 раза меньше), угла загиба на 6...8 % (в 4–6 раз меньше), ударной вязкости по шву на 4...10 % (в 3,5–10 раз меньше). Для алюминиевых сплавов 1420, 1421, 1423 наблюдаются зависимости, аналогичные зависимостям для сплава АМг6.

Сплавы М40, 1150 и 1151 по сравнению с другими алюминиевыми и, в первую очередь, сплавом АМг6 чрезвычайно чувствительны к изменению термического цикла сварки, поэтому стабильно высокие показатели обеспечивает применение только автоматической сварки без прихваток на оптимальных режимах (скорость сварки 25...35 м/ч). Автоматическая сварка с прихватками, выполняемыми ручной сваркой, приводит к заметному снижению прочностных и пластических свойств сварных соединений (на 10...20 %). Применение одной подварки, выполненной ручной сваркой, ведет к существенному сниже-

7. Механические свойства сварных соединений в зависимости от скорости сварки

Марка сплава	Скорость сварки, м/ч	Предел прочности, МПа, образца		Угол загиба, °	Ударная вязкость KCV, Дж/см^2		
		с выпуклостью и проплавом	без выпуклости и проплава		Шов	Линия сплавления	ЗТВ
1151	8	335 / 307…349	326 / 295…334	18,5 / 18…19	3,95 / 3,9…4,0	2,0 / 1,7…2,3	9,6 / 9,1…10,4
	20	369 / 358…376	356 / 342…368	24,5 / 22…27	5,2 / 4,0…6,1	2,9 / 2,2…3,6	9,45 / 9,0…9,9
	30	385 / 378…398	363 / 342…374	31 / 26…36	5,65 / 4,1…7,2	3,6 / 2,5…4,8	9,8 / 9,3…10,2
1201	8	275 / 270…280	–	55 / 50…70	11 / 10…13	9 / 8…10	–
	10	285 / 270…295	–	60 / 50…65	12 / 10…13	10 / 9…12	–
	16	295 / 280…310	–	65 / 55…70	13 / 12…15	10 / 9…12	14 / 13…16
	25	290 / 280…295	–	70 / 65…75	13 / 12…16	11 / 10…12	–

нию прочностных и пластических свойств сварных соединений (на 15...20 %).

На втором этапе работы исследовали свариваемость гранулируемых и порошковых алюминиевых сплавов типа 1419, 1209, САП-1, САП-2.

Технологические процессы производства полуфабрикатов из порошков и гранул практически одинаковы и состоят из следующих основных операций: приготовление расплава; распыление расплава через форсунку и охлаждение частиц в азоте с добавкой кислорода (для получения порошков); центробежное литье расплава через перфорированный вращающийся стакан с охлаждением частиц в проточной воде (при производстве гранул); дегазация гранул и порошка; брикетирование и прессование; изготовление полуфабрикатов (листов, труб, профилей и т.д.) [2, 3, 5].

Согласно работе [5] порошковые сплавы, полученные по стандартной технологии (распылением в воду, брикетированием, подпрессовкой и прессованием с нагревом на воздухе не выше 300...400 °С) принципиально не свариваются методами сварки плавлением. При ручной и автоматической дуговой сварке в инертных газах порошковых и гранулированных сплавов дуга горит неустойчиво, присадочный материал выбрасывается из ванны, образуя на кромках капли, а в околошовной зоне наблюдаются значительная пористость и расслоение основного металла.

Для правильного понимания проблемы дуговой сварки этих материалов необходимо рассмотреть особенности технологии получения порошковых и гранулированных сплавов и физико-химические отличия их структуры по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами, получаемыми по традиционной технологии (в виде слитков).

По технологии литья гранул и порошков нагрев расплава на 300...500 °С выше по сравнению с технологией получения слитков [2, 3, 5]. Такое значительное повышение температуры приготовления расплава автоматически приводит к увеличению концентрации растворенного водорода в нем [3, 5]. Кроме того, разное увеличение содержания легирующих элементов (Zn, Cr, Zr, Mg и др.) способствует увеличению растворимости водорода при введении в расплав.

Предварительно проведенные эксперименты и данные работ [2, 3, 5] позволяют сделать вывод о том, что характерной особенностью сварки гранулируемых и порошковых сплавов является образование пор на основе заполненных молекулярным газом несплошностей основного металла по механизму, близкому к описанному в работе [6] при сварке титановых сплавов больших толщин.

Поэтому для оценки склонности к порообразованию гранулируемых и порошковых сплавов в работе [3] предложена методика тепловой пробы, заключающаяся в быстром нагреве образца до температуры на

5...10 °С ниже температуры солидуса, выдержке при этой температуре в течение 10...15 мин и визуальном контроле после охлаждения образца на наличие поверхностных пузырей.

Этот метод, применяемый продолжительное время, точно характеризует свариваемость полуфабрикатов (их склонность к образованию пор) и введен в качестве метода контроля в технические условия на поставку полуфабрикатов из свариваемых гранулируемых и порошковых сплавов.

Положительные результаты по предложенной методике обеспечивают только полуфабрикаты, полученные с применением новой технологии дегазации перед брикетированием [3, 5]. Основу этой технологии составляет предварительная дегазация в проточном газе (аргоне) с последующим вакуумированием (0,133...0,0133 Па) при 400...550 °С. В этом случае в материале практически не остается влаги, способной при реакции с алюминием выделять водород, а концентрация растворенного водорода в основе гранул или порошков не превышает 0,3...0,4 см^3/100 г.

Особенности технологии дуговой сварки гранулируемых сплавов исследовали на листах толщиной 1,5...2,0 мм из сплава 1419 (см. табл. 1 и 2). Применяли ручную и автоматическую аргонодуговую сварку в непрерывном, пульсирующем и импульсном режимах (с наложением на дугу мощных кратковременных импульсов тока).

Скорость сварки изменяли от 3...5 до 25 м/ч. Сварку выполняли с присадочными проволоками Св1419 и Св01537 и без них. Так как эти сплавы получают из гранул при скорости охлаждения до 10^6 °С/с, то очевидно, что если при сварке не будет обеспечиваться такая же скорость охлаждения при кристаллизации сварочной ванны, то легирующие переходные металлы будут образовывать интерметаллидные фазы. Размер последних будет тем больше, чем меньше скорость охлаждения при ее кристаллизации.

Проведенный анализ структуры и свойств сварных соединений показал, что способ и режимы дуговой сварки, а следовательно, и скорость охлаждения при кристаллизации шва значительно влияют на качество сварных соединений. Особенно грубая структура формируется при ручной аргонодуговой и автоматической сварке на малых скоростях (8...10 м/ч).

Уменьшение погонной энергии вследствие увеличения скорости сварки или применение пульсирующей сварки, или пульсирующей с импульсами с большой жесткостью режима $G = t_п/t_и$ (где $t_п$ – время паузы; $t_и$ – время импульса) приводит к уменьшению размера интерметаллидных фаз и значительно увеличивает прочность сварного соединения (табл. 8).

8. Механические свойства сварных соединений из гранулируемого сплава 1419

Способ сварки	Марка присадочной проволоки	Предел прочности, МПа	Угол загиба, °	Ударная вязкость KCV, Дж/см^2
Ручная аргонодуговая	Св1419	190	60	2,0
	Св01537	205	67	2,2
Автоматическая аргонодуговая при скорости сварки, м/мин:				
8...10	Св1419	215	70	3,5
	Св01537	220	72	3,65
15...18	Св01537	248	80	3,8
25...30	Св01537	295	85	4,0
Пульсирующая:				
$G = 1$	Св01537	250	75	3,8
$G = 2$	Св01537	290	88	4,1
Импульсная	Св01419	305	85	4,2
	Св01537	320	90	4,35

Детальный анализ интерметаллидных фаз, образующихся в сварных швах, показал, что их дисперсность зависит не только от скорости охлаждения при кристаллизации сварного шва, но и от состава интерметаллидов.

При кристаллизации сварного шва в условиях термического цикла, характерного для аргонодуговой сварки, создаются условия для кристаллизации в основном циркония в твердом растворе, либо фазы Al_3Zr в виде достаточно дисперсных (около 1 мкм) интерметаллидов, в то время как сложная фаза $Al_6(MnCr)Ti$ в сплаве 1419 и фаза Al_7Cr в сплаве системы Al–Cr–Zr кристаллизуются в грубом виде (размер 5...15 мкм), хотя предельная равновесная растворимость хрома в 3 раза выше, чем циркония.

Кроме высокого содержания переходных металлов, особенности аргонодуговой сварки гранулируемых алюминиевых сплавов (так же как и порошковых) определяются наличием в сплавах оксидных пленок [2, 3, 5]. Причем последние, ориентированные в результате прокатки параллельно плоскости листа, препятствуют в определенной степени формированию сварочной ванны, перемешиванию присадочного и основного металлов. Поэтому в работах [3, 5] ре-

комендуется для гранулируемых и особенно порошковых алюминиевых сплавов увеличить сварочный ток на 15...25 % и сборку под сварку проводить с зазором не менее 0,5 от толщины свариваемых деталей.

Результаты экспериментов показали, что эти положения не являются оптимальными. Значительное увеличение зазоров в стыке резко увеличивает объем сварочной ванны (и соответственно, ширину шва). Это однозначно резко снижает скорости охлаждения сварного соединения, что приводит к увеличению размеров кристаллизирующихся фаз в шве.

Для сварки гранулируемых и порошковых сплавов предлагается применять импульсную сварку с наложением на дугу мощных, кратковременных импульсов тока [7]. В этом случае вследствие изменения гидродинамической обстановки в сварочной ванне удается получить стабильные качественные сварные соединения без зазоров под сборку с узкими сварными швами с почти вертикальными боковыми стенками. Ширина сварного шва при этом в 2–3 раза меньше, чем при ручной или автоматической аргонодуговой сварке со скоростью до 15 м/ч. При такой малой ширине шва формируется структура, близкая к основному металлу, что обеспечивает высокие прочностные свойства сварных соединений (см. табл. 8).

С учетом вышесказанного для сварных конструкций, работающих в диапазоне 150...400 °С, наиболее целесообразно применение алюминиевых сплавов типа 1151 и 1419.

Выводы

1. Показатели горячеломкости жаропрочных сплавов М40, 1150, 1151 (слитковая технология) находятся соответственно на уровне стандартных алюминиевых сплавов типа 1201.

2. Показатели горячеломкости при сварке гранулированных (сплав 1419) и порошковых (САП-1, САП-2) алюминиевых сплавов находятся на уровне сплава АМг6.

3. При автоматической сварке образцов малой толщины (2 мм) без прихваток и подварок предел прочности соединений из сплавов М40, 1150, 1151 выше, чем сплавов АМг6 и 1201, но при этом их пластические свойства в 5–8 раз ниже.

4. Сплавы М40, 1150, 1151 имеют неоспоримые преимущества перед другими известными алюминиевыми сплавами только при температуре эксплуатации сварных конструкций, начиная от 150...200 и особенно 250 °С. Применение этих сплавов при более низких температурах принципиально не оправдано.

5. Характерной особенностью сварки гранулированных и порошковых алюминиевых сплавов является образование пор на основе заполненных молекулярным газом несплошностей основного металла. Для оценки склонности к порообразованию гранулируемых и порошковых сплавов рекомендуется обязательное применение тепловой пробы по специальному режиму. Эта проба введена в технологические условия на поставку полуфабрикатов.

6. Применение импульсной или пульсирующей аргонодуговой сварки алюминиевых сплавов без зазора в стыке свариваемых деталей обеспечивает наиболее высокие свойства сварных соединений из гранулируемых и порошковых алюминиевых сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Рязанцев В.И.** Свариваемость новых алюминиевых и магниевых сплавов // Автоматическая сварка. 1991. № 7. С. 31–33.

2. **Добаткин В.И., Елагин В.И.** Гранулируемые алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1981. 162 с.

3. **Канкевич В.Ю.** Гранулируемые алюминиевые сплавы для сварки и пайки // Технология легких сплавов. 1993. № 4–5. С. 41–45.

4. **Рязанцев В.И.** Механические свойства сварных соединений из новых алюминиевых деформируемых сплавов // Сварочное производство. 1994. № 7. С. 2–4.

5. **Арбузова Л.А., Шербель Р.Д., Петухов С.Л.** Влияние технологических параметров производства полуфабрикатов из гранулируемых алюминиевых сплавов на их качество // Технология легких сплавов. 1992. № 4. С. 51–57.

6. **Редчиц В.В.** Теория порообразования металлов и сплавов // Сварка цветных металлов и сплавов. М.: МДНТП, 1998. С. 26–30.

7. **Славин Г.А., Рязанцев В.И.** Оптимизация параметров режима ручной и автоматической сварки алюминиевых сплавов с наложением на дугу кратковременных импульсов тока // Сварочное производство. 1986. № 1. С. 14–15.

Владимир Иванович Рязанцев, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук

А.И. Потапов *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

Механические свойства крупных кузнечных слитков из конструкционных сталей

Обобщены результаты исследований кузнечных слитков массой 2,1...65,0 т. Для сравнительной оценки механических свойств металла слитков введены показатели предела текучести и относительного сужения. Рассмотрено их распределение по сечению и длине слитков, показана связь показателей с ликвацией химических элементов и плотностью металла. Предложены математические модели, позволяющие рассчитать показатели механических свойств в объеме слитков.

Results of researches of forge ingots in weight 2,1...65,0 tons are generalized. For comparison estimate of mechanical properties of ingots metal indices of tensile yield strength and percentage reduction of area are entered. Their distribution on section and length of ingots is considered, communication of indices with the chemical elements liquation and density of metal is shown. The mathematical models allowing to calculate parameters of mechanical properties in volume of ingots are offered.

Разработка технологии изготовления крупных поковок ответственного назначения должна базироваться на прогнозировании уровня их качества, которое в значительной мере определяется качеством исходных кузнечных слитков. Информация о структуре, плотности, механических свойствах металла, о ликвации химических элементов по объему кузнечных слитков имеет большое значение для разработки технологии ковки и оценки качества поковок. Исследованию крупных слитков посвящено большое количество работ. В настоящее время, когда широкое применение получают системы автоматизированного проектирования (САПР) технологических процессов ковки, очевидна актуальность разработки математических моделей механических свойств кузнечного слитка. Основой для создания таких моделей может быть обработка и обобщение результатов исследований слитков.

В данной работе представлены анализ и обобщение результатов исследований механических свойств, плотности и химического состава металла 15 крупных кузнечных слитков из конструкционных углеродистых и легированных сталей. Исследования проведены на одном из машиностроительных заводов в период с 1946 по 1980 г. Масса слитков – от 2,1 до 65 т. Были исследованы стандартные, укороченные и удлиненные слитки с различным отношением высоты (длины) к диаметру $H/D_{ср}$ и конусностью тела слитка в пределах 2,0...11,7 %. Сведения о слитках в хронологической последовательности проведения их исследований представлены в табл. 1.

Все исследования проведены в основном по одной общей методике, принятой на предприятии, что облегчает обработку данных. Методика включает вырезку из слитков поперечных и продольных (осевых) темплетов после смягчающего отжига, снятие серных отпечатков по Бауману для оценки ликвации серы, травление после шлифовки для оценки макроструктуры, вырезку образцов для механических испытаний и для определения плотности металла на трех уровнях по высоте слитков, испытания на разрыв с определением предела текучести $\sigma_т$, предела прочности $\sigma_в$, относительного удлинения δ и относительного сужения ψ по ГОСТ 1497–84. Для оценки ликвации химических элементов по объему слитков вырезали пробы на химический анализ из объемов, непосредственно примыкающих к месту отбора проб для механических испытаний.

Плотность определяли, как правило, методом гидростатического взвешивания. Для анализа в данной статье использованы только те результаты, где плотность определена с ошибкой измерения не более ±0,0001 г/см^3.

1. Характеристика исследованных кузнечных слитков

№ п/п	Масса слитка, т	Марка стали	$H/D_{ср}$	Конусность, %	Особенности выплавки и разливки
1	4,5	34ХН1М	2,0	4,0	Основной мартен; разливка в изложницы
2	36,0	34ХН1М	1,54	2,0	Кислый мартен; разливка в изложницы
3	3,8	34ХН3МА	3,7	7,7	Основной мартен; разливка в изложницы
4	65,0	34ХН2М	1,56	11,8	Кислый мартен; разливка в изложницы
5	4,5	34ХН1М	2,1	3,7	
6	8,0	20	2,1	3,1	
7	4,0	25Х1М1Ф	2,12	5,55	
8	10,3	34ХН3МА	2,15	4,2	
9	10,3	34ХН3МА	2,15	4,2	Кислый мартен; вакуумная разливка
10	28,5	25Х1М1Ф	1,53	11,0	Кислый мартен; разливка в изложницы
11	37,5	25Х1М1Ф	1,52	10,7	Кислый мартен; вакуумная разливка
12	37,5	25Х1М1Ф	1,51	11,3	Кислый мартен; вакуумная разливка
13	28,5	25Х1М1ФА	1,5	11,7	Основной мартен; вакуумная разливка
14	2,1	40Х	3,52	5,3	Основной мартен; разливка в изложницы
15	2,1	40Х	3,17	5,3	Основной мартен; трехлучевой слиток

В публикациях и заводских отчетах о научно-исследовательских работах механические свойства обычно характеризуются абсолютными величинами, что усложняет сравнительный анализ качества разных слитков. Уровень механических свойств и плотности металла слитков, имеющих разную массу и конфигурацию, отлитых из различных сталей и подвергнутых термообработке по разным режимам, существенно различается. В целях обеспечения возможности сравнения механических свойств и плотности разных слитков в данной статье свойства локального объема металла оцениваются относительной величиной – показателем $K(X) = X_i/X_0$, где X_i – свойство данного локального объема; X_0 – базовое значение свойства.

При использовании относительных величин определяющим является правильный выбор базовых значений. Наиболее объективными базовыми значениями являются свойства плотного поверхностного слоя тела слитка, которые имеют максимальный уровень по сравнению с уровнем свойств других структурных зон. Кроме того, они близки к уровню механических свойств и плотности хорошо прокованного металла. Выбор в качестве базовых значений механических свойств и плотности поверхностного слоя существенно упрощает анализ и сопоставление качества разных кузнечных слитков и позволяет, кроме того, иметь единую базу как для литого, так и для кованого металла.

Для характеристики ликвации углерода использовано понятие относительного содержания углерода $K(C) = C_ф/C_{пл}$, где $C_ф$ – фактическое содержание элемента в исследуемом локальном объеме; $C_{пл}$ – содержание углерода в жидкой стали.

Поскольку слитки значительно различаются размерами, место расположения образцов (исследуемых локальных объемов) в теле слитков определяли их относительными координатами x/L и r/R, где x – расстояние от верхнего (прибыльного) торца тела слитка; r – расстояние от оси слитка; L и R – соответственно длина и максимальный радиус тела слитка.

При анализе уровня механических свойств металла слитков основное внимание уделено пределу текучести $\sigma_т$ и относительному сужению ψ. Характеристика прочности $\sigma_т$ положена в основу деления сталей на категории прочности в ГОСТ 8479–70. Относительное сужение среди других характеристик пластичности в большей мере реагирует на плотность металла, его химический состав и наиболее существенно изменяется при ковке в зависимости от величины укова.

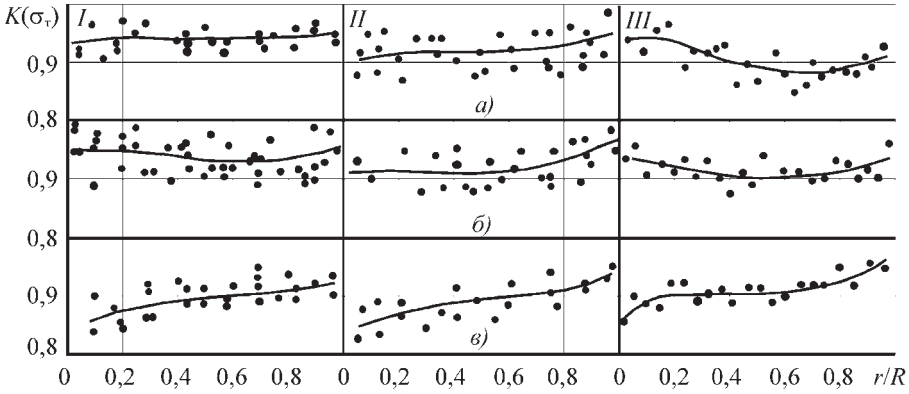


Рис. 1. Обобщенные данные по распределению показателя $K(\sigma_т)$ по сечению слитков массой 4,0...10,3 т (*I*), 28,5...37,5 т (*II*) и 65,0 т (*III*) на расстоянии x/L от прибыльного торца слитка:
а – x/L = 0,05...0,10; *б* – 0,45...0,50; *в* – 0,80...0,90

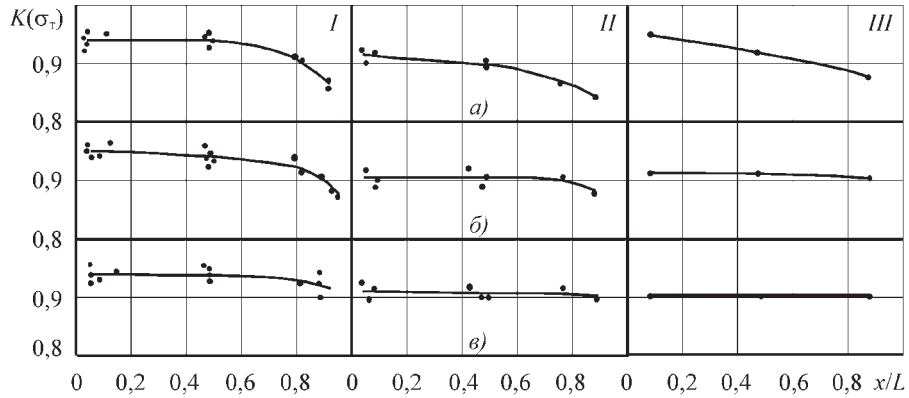


Рис. 2. Обобщенные данные по распределению показателя $K(\sigma_т)$ по длине слитков массой 4,0...10,3 т (*I*), 28,5...37,5 т (*II*) и 65,0 т (*III*) на расстоянии r/R от оси слитка:
а – r/R = 0,05...0,10; *б* – 0,45...0,50; *в* – 0,80...0,90

Для этих характеристик рассчитывали фактические значения показателей $K(\sigma_т)$ и $K(\psi)$ в местах отбора образцов для механических испытаний.

На основе предварительного анализа все исследованные слитки были разделены по массе на три группы:

первая – массой 4,0...10,3 т;

вторая – массой 28,5...37,5 т;

третья – массой 65,0 т.

Установлено, что в пределах каждой группы распределение показателей механических свойств по объему слитков различается несущественно.

Рассчитанные по результатам испытаний кривые распределения показателя $K(\sigma_т)$ по сечению и длине слитков всех трех групп представлены на рис. 1 и 2. Из графиков видно, что присутствует некоторый разброс показателя (в пределах 2...5 % от его среднего значения), обусловленный неоднородностью строения и химического состава металла. В верхней и средней по высоте частях тела слитков величина $K(\sigma_т)$ близка к единице и колеблется в пределах 0,85...0,99, в нижней (донной) части – в пределах 0,82...0,85.

Наибольшее изменение $K(\sigma_т)$ по сечению и более низкий его уровень имеет место в донной части слитка (см. рис. 1). По длине слитков показатель $K(\sigma_т)$ меняется наиболее существенно в осевой зоне (см. рис. 2), уменьшаясь в нижней (донной) части. Этот показатель в значительной мере определяется химическим составом стали и, главным образом, содержанием углерода в данном локальном объеме слитка. Об этом свидетельствует сопоставление хода обобщенных кривых показателя $K(\sigma_т)$ с ходом кривых относительного содержания углерода K(C) по оси (рис. 3) и по сечению (рис. 4) некоторых исследованных слитков.

Снижение показателя $K(\sigma_т)$ по оси слитка при переходе к его донной части обусловлено обратной ликвацией углерода, в результате которой его содержание в донной части уменьшается.

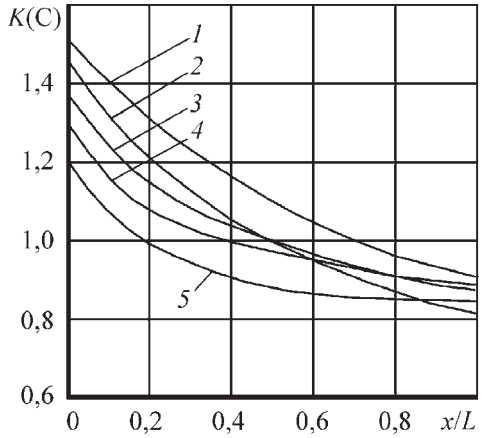


Рис. 3. Относительное содержание углерода K(C) по оси слитков массой:
1 – 65,0 т; *2* – 37,5 т; *3* – 28,5 т; *4* – 10,3 т; *5* – 8,0 т

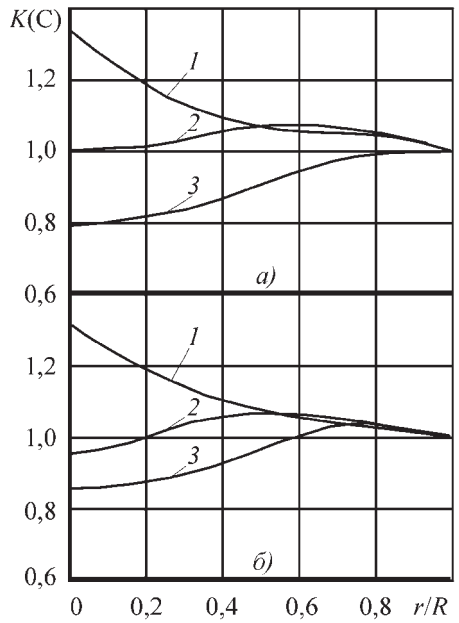


Рис. 4. Относительное содержание углерода *K*(C) по сечению слитков массой 37,5 т (*а*) и 28,5 т (*б*) на трех уровнях по высоте *x/L*:
1 – x/L = 0,055; *2* – 0,49; *3* – 0,91

Показатель относительного сужения $K(\psi)$ изменяется по сечению и длине слитка более существенно (рис. 5 и 6). Его значение минимально (0,2...0,4) в верхней и средней по высоте части осевой зоны слитка, что объясняется наличием в этой зоне развитых дефектов усадочного происхождения. При переходе к донной части, где дефекты усадки менее развиты, показатель $K(\psi)$ в осевой зоне повышается до 0,4...0,6.

За пределами осевой зоны (при $r/R \geq 0{,}25$) показатель $K(\psi)$ резко возрастает до 0,70...0,85, а ближе к поверхности – до значений, близких к единице, что, очевидно, обусловлено повышением плотности металла слитка. Этот вывод подтверждается результатами специально проведенного исследования механических свойств и плотности металла удлиненного слитка массой 2,1 т из стали 40Х [1] и слитка массой 37,5 т из стали 25Х1М1Ф.

Отметим, что вывод о преимущественной зависимости характеристик пластичности от плотности металла был сделан еще в работе А.Е. Хлебникова "Общая пористость металла в заготовке" // Сталь. № 6. 1941. С. 20–25 и подтвержден более поздними исследованиями.

Очевидно, что этим обстоятельством можно объяснить существенное повышение характеристик пластичности при ковке, поскольку с увеличением укова происходит значительное повышение плотности металла обычного кузнечного слитка. Известно, что при более высокой исходной плотности слитка, полученного, например, электронно-лучевым переплавом [2], механические свойства металла более однородны по сечению слитка, имеют более высокий уровень, а характеристики пластичности при ковке повышаются в значительно меньшей степени.

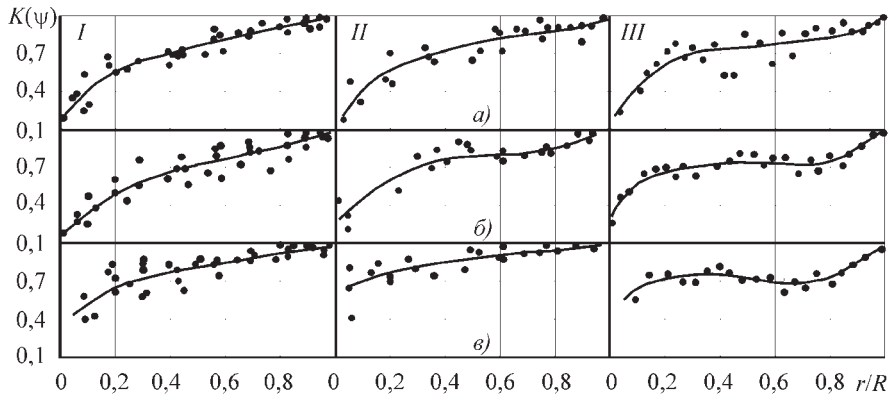


Рис. 5. Обобщенные данные по распределению показателя *K*(ψ) по сечению слитков массой 4,0...10,3 т (*I*), 28,5...37,5 т (*II*) и 65,0 т (*III*) на расстоянии *x/L* от прибыльного торца слитка:
а – x/L = 0,05...0,10; *б* – 0,45...0,50; *в* – 0,80...0,90

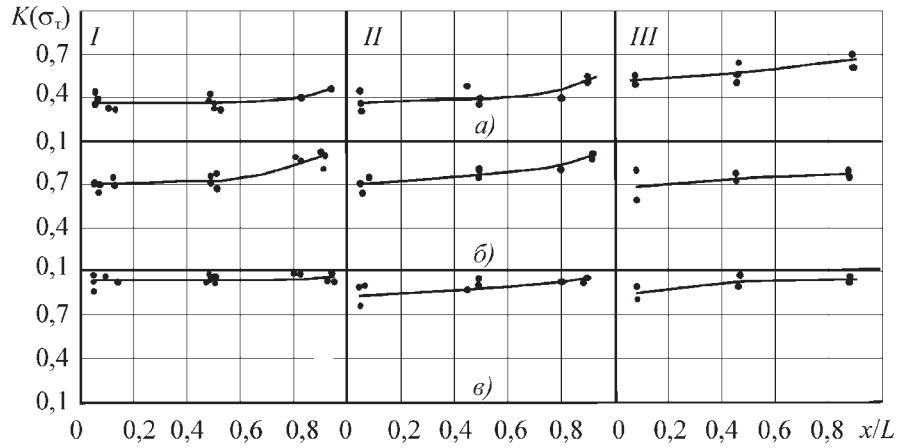


Рис. 6. Обобщенные данные по распределению показателя *K*(ψ) по длине слитков массой 4,0...10,3 т (*I*), 28,5...37,5 т (*II*) и 65,0 т (*III*) на расстоянии *r/R* от оси слитка:
а – r/R = 0,05...0,10; *б* – 0,45...0,50; *в* – 0,80...0,90

2. Коэффициенты уравнения (1)

Показатель	Уровень x/L	Масса слитка, т											
		2...15				20...50				55...80			
		a	*b*	*c*	*d*	*a*	*b*	*c*	*d*	*a*	*b*	*c*	*d*
$K(\sigma_т)$	0,05...0,10	0,92	0,19	–0,43	0,27	0,89	0,22	–0,60	0,45	0,94	0,08	–0,71	0,63
	0,45...0,50	0,95	0,07	–0,42	0,35	0,93	–0,05	–0,05	0,14	0,94	–0,10	0,04	0,06
	0,80...0,90	0,84	0,19	–0,15	0,04	0,85	0,09	–0,09	0,09	0,87	0,25	–0,53	0,40
$K(\psi)$	0,05...0,10	0,19	2,20	–2,81	1,41	0,19	2,17	–2,68	1,26	0,21	2,72	–4,67	2,75
	0,45...0,50	0,14	2,22	–2,97	1,58	0,20	2,86	–4,61	2,55	0,29	2,89	–5,82	3,63
	0,80...0,90	0,52	0,76	–0,54	0,24	0,60	0,86	–0,74	0,24	0,41	2,47	–5,44	3,55

3. Коэффициенты уравнения (2)

Показатель	Расстояние от оси слитка r/R	Масса слитка, т								
		2...15			20...50			55...80		
		k	*m*	*n*	*k*	*m*	*n*	*k*	*m*	*n*
$K(\sigma_т)$	0,05...0,10	0,94	0,13	–0,12	0,92	0,01	–0,09	0,97	–0,07	–0,03
	0,45...0,50	0,96	0,06	–0,13	0,90	0,06	–0,08	0,92	0,03	–0,05
	0,89...0,90	0,94	0,07	–0,10	0,92	–0,02	0,01	0,91	0,01	–0,01
$K(\psi)$	0,05...0,10	0,38	–0,21	0,30	0,37	0,02	0,15	0,52	0,06	0,10
	0,45...050	0,70	–0,04	0,27	0,68	0,16	0,05	0,69	0,16	–0,06
	0,80...0,90	0,92	0,11	–0,07	0,85	0,20	–0,10	0,82	0,38	–0,27

По длине слитка показатель $K(\psi)$ изменяется одинаково как в осевой зоне, так и вблизи поверхности, а именно, повышается при переходе к донной части. Это повышение более заметно по оси и на 0,5 радиуса тела слитка, где имеет место переход от более дефектной подприбыльной к более плотной донной части слитка.

Из сопоставления экспериментальных данных видно, что распределение показателей $K(\sigma_т)$ и $K(\psi)$ для разных групп слитков (по массе) различается несущественно как в качественном, так и в количественном отношениях, что позволяет говорить о наличии общих закономерностей распределения уровня механических свойств для всех слитков массой 2,0...65 т.

На этом основании автор считает возможным распространить полученные закономерности на всю номенклатуру слитков массой 2,0...80 т с разделением их на следующие массовые группы:

первая – массой 2...15 т;

вторая – массой 20...50 т;

третья – массой 55...80 т.

Для указанных групп слитков с использованием программы Microsoft Excel получены математические модели распределения показателей предела текучести и относительного сужения в виде следующих уравнений регрессии:

для распределения показателей по сечению слитков на трех уровнях x/L по высоте

$$K(\sigma_т),\ K(\psi) = a + b(r/R) + c(r/R)^2 + d(r/R)^3; \qquad (1)$$

для распределения показателей по длине слитка в осевой зоне, на половину радиуса тела слитка и вблизи поверхности

$$K(\sigma_т),\ K(\psi) = k + m(x/L) + n(x/L)^2. \qquad (2)$$

Коэффициенты уравнений приведены в табл. 2 и 3. Они позволяют рассчитать значения показателей предела текучести и относительного сужения в заданной точке объема слитка. Коэффициенты корреляции для полученных уравнений регрессии находятся в пределах 0,7...0,9.

Благодаря известным закономерностям изменения механических свойств металла в зависимости от степени осадки или укова при протяжке, полученные уравнения регрессии позволяют оценить уровень механических свойств металла в отдельных локальных объемах поковок из крупных кузнечных слитков.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Потапов А.И., Волков В.П., Итин З.И.** Исследование качества металла поковок из удлиненных слитков трехлучевой формы поперечного сечения // Кузнечно-штамповочное производство. 1984. № 6. С. 23–25.

2. **Соколов В.Е., Александрова Н.Н., Потапов А.И.** Качество поковок из слитка электронно-лучевого переплава // Кузнечно-штамповочное производство. 1986. № 5. С. 23–25.

Алексей Иванович Потапов, канд. техн. наук

УДК 621.774.3

С.Г. Комаишко, А.Г. Комаишко, Г.Н. Кулик, М.В. Моисей, К.В. Суздаль
(ОАО "Дефорт", г. Санкт-Петербург)

Штамповка изогнутого отвода из стали 20

Разработана технология получения гнутого отвода на универсальном оборудовании с применением подкладного штампа из жаростойкого высокопрочного железобетона.

There has been developed a method of a cranked bend manufacture. The process has been carried out with the general-purpose equipment featuring subpress die made of refractory high-strength reinforced concrete.

Введение

Отводом называют деталь трубопровода, обеспечивающую плавное изменение его направления. Гнутые отводы изготовляют гибкой труб различными способами.

1. Надавливание на трубу, находящуюся между двух опор ("бульдозерный метод") (рис. 1, *а*). Данный способ имеет высокую трудоемкость, поскольку результат достигается многократным изгибом трубы на небольшой определенный угол. Процесс выполняют вхолодную и применяют при гибке относительно толстостенных труб либо труб с наполнителем. Все остальные способы, приведенные в настоящей статье, являются в той или иной степени его разновидностью.

2. Гибку в роликах (рис. 1, *б*) осуществляют между тремя вращающимися валками, установленными в шахматном порядке.

3. Гибка труб по шаблону (рис. 1, *в*), который изготовляют в соответствии с контуром детали. В начале процесса заготовка одним концом прижимается к шаблону и за счет его вращения обжимается по нему. При гибке на небольшие радиусы сечение трубы приобретает овальную форму (овализация). Для ее уменьшения на шаблоне протачивают желоб с высокими ребордами, а внутрь трубы вводят оправки или наполнители. Недостатком этого способа является большое количество технологической оснастки, индивидуальной для каждого типоразмера отвода.

4. Гибка труб с местным нагревом индуктором токами высокой частоты (ТВЧ) (рис. 1, *г*). Труба перемещается сквозь кольцевой индуктор, совмещенный с водяным спреером. До высокой температуры нагревается только узкий участок трубы, где происходит изгиб. Соседние же участки оказывают поддерживающее действие изгибаемому, из-за чего отсутствует овализация.

5. Применение различных штампов. При многосерийном производстве или постоянных заказах на какой-либо типораз-

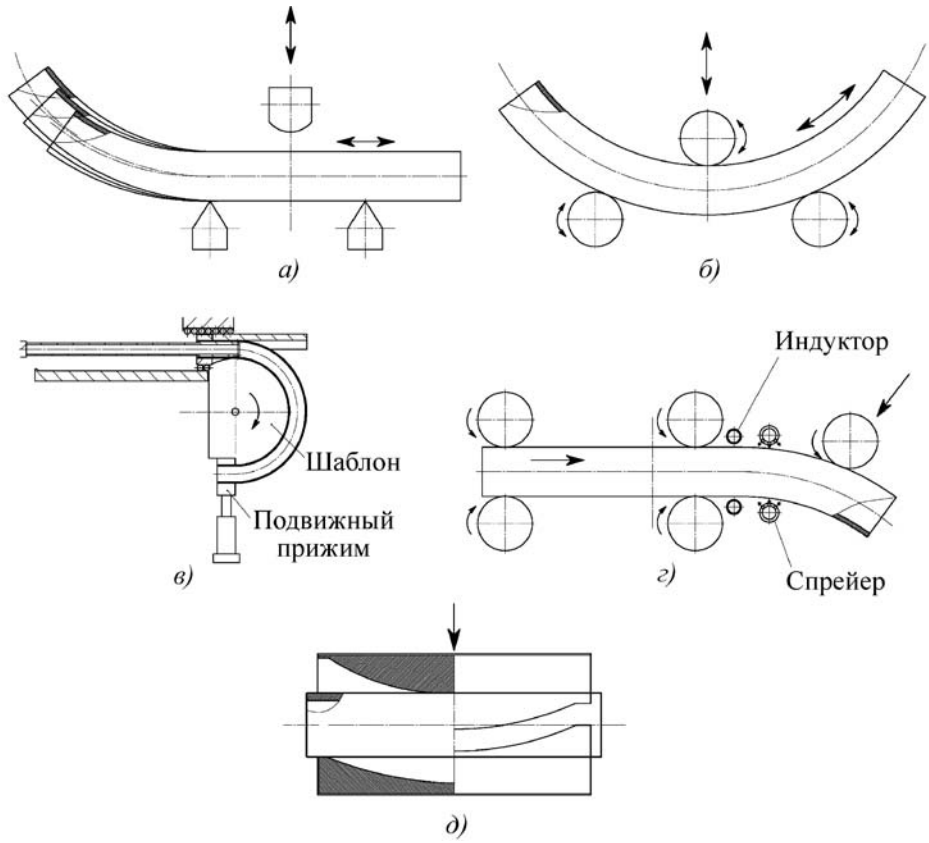


Рис. 1. Схемы получения гнутых отводов:
а – между двух опор; *б* – в роликах; *в* – по шаблону; *г* – с местным нагревом индуктором ТВЧ; *д* – с применением различных штампов

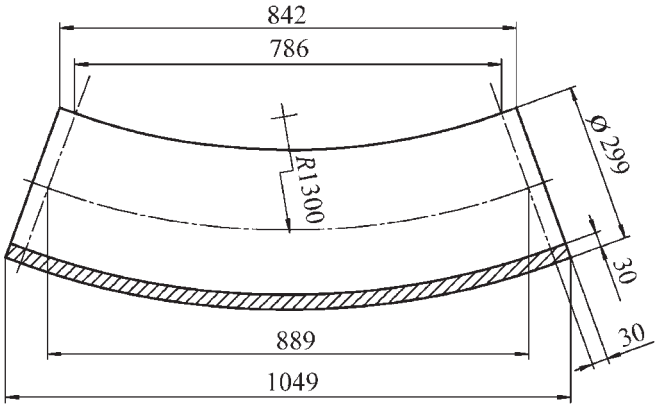


Рис. 2. Эскиз заготовки для изготовления двух патрубков укрепления

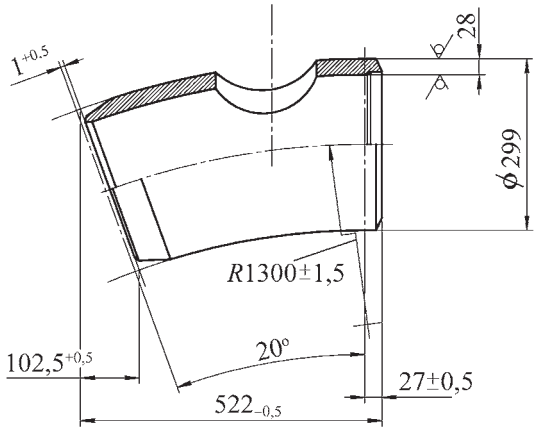


Рис. 3. Эскиз патрубка укрепления колена реактора

мер отводов, когда его невозможно получить на специализированном гибочном оборудовании, применяют штампы, гравюра ручья которых повторяет профиль требуемого отвода. Данный способ является разновидностью способа на рис. 1, *а*, при котором отвод изгибается за один ход пуансона и имеет ограниченную длину. Если за одно обжатие отвод получается с дефектами, тогда используют деформирование в нескольких последовательных штампах.

Гнутые отводы производят в соответствии со следующей нормативно-технической документацией: ГОСТ 22793–83, ГОСТ 24950–81, ОСТ 34 10.420–90, ТУ 51-515–91, ТУ 1469-014-01395041–03, ТУ 102-488–95. Технические требования к отводам, имеющим внешний диаметр, равный 299 мм, не отражены ни в одном из вышеперечисленных документов.

Цель работы – разработка технологии получения изогнутых отводов (рис. 2) из трубы диаметром 299 и толщиной стенки 30 мм из стали 20 радиусом 1300 мм гибкой в штампе на гидравлическом прессе силой 6,3 МН для изготовления из них патрубков укрепления (рис. 3) колен реактора установки для производства полиэтилена высокого давления. До настоящего времени оборудование для осуществления такого процесса импортировали из Германии.

Требования к изготовлению отводов

Одно из главных требований к процессу гибки заключается в том, что труба должна быть изогнута без изменения геометрии ее поперечного сечения, т.е. сплющивания, увеличенной овальности и утонения/утолщения стенки, гофр, разрыва металла и др., при относительно дешевой оснастке.

Для реализации этого процесса необходим специально спроектированный штамп.

Силу гибки Q при длине очага изгиба при $L < 6D$ вычисляют по формуле

$$Q = 0{,}5F\sigma_{в},$$

где L – расстояние между опорами; D – диаметр изгибаемой детали; F – площадь поперечного сечения сплошной заготовки; $\sigma_{в}$ – предел прочности изгибаемого материала при температуре деформации.

При температурах изгибаемых патрубков 20, 600, 700, 800 и 900 °С сила гибки равна 9,12; 6,12; 4,56; 3,19 и 2,71 МПа соответственно. Отсюда видно, что оптимальная температура деформации лежит в интервале 650...850 °С.

С другой стороны, силовой режим работы штампа определяется средней удельной силой деформирования, равной отношению полной силы деформирования к площади проекции поковки на плоскость, перпендикулярную направлению силы деформирования. В данном случае она равна 19,15 МПа. Это дает возможность сказать, что проектируемый штамп относится к группе средненагруженных штампов, для которых используются такие стали, как 5ХНМ, 5ХНВ, 4Х5МФС и др.

Изготовление штампа по классической схеме, т.е. из термообработанной штамповой стали фрезеровкой гравюры и последующим ее химико-термическим упрочнением, экономически нецелесообразно, поскольку стоимость такого штампа доходит до 2 млн руб. Даже если взять менее дорогую сталь, то это не намного уменьшит стоимость требуемого штампа, так как большую долю его стоимости составляет трудоемкость механической обработки.

Для штампа необходимо найти такой материал, трудоемкость работы с которым была бы сравнительно невысокой, и он выдерживал бы значительные давления при высокой температуре.

Материалом, позволяющим достаточно легко делать из него изделия со сложным рельефом на поверхности, является железобетон. Его иногда применяют в холодной листовой штамповке, однако он не выдерживает высоких температур.

Для высокотемпературных штампов применяют керамику в условиях сверхпластичности, т.е. при постоянной температуре и низкой скорости деформа-

ции. В данном случае параметры процесса отличаются от приведенных, так как присутствует термоциклическая нагрузка и повышенная скорость деформации.

Существует жаростойкий высокопрочный бетон, предназначенный для футеровки промышленных печей, имеющий предел прочности при 800 °С, равный 1020 МПа, что сопоставимо с механическими свойствами штамповых сталей.

Рассмотрев все стороны этой проблемы, принято решение использовать жаростойкий высокопрочный бетон, армированный сталью.

Моделирование процесса гибки

Для уменьшения рисков и оценки возможностей до реализации этого проекта провели его моделирование, в котором использовали гидравлический пресс силой 6,3 кН, нагревательную печь SNOL 8.2/1100 и штамп из высокопрочного жаростойкого железобетона. Модельными образцами служили патрубки из стали 20 размерами 76×4,5×300 мм. Длина патрубка 300 мм выбрана исходя из относительной двойной длины патрубков укрепления плюс двойной длины прямолинейных концевых участков. При таких обстоятельствах процессы гибки модели и натурного патрубка можно считать подобными, так как отношения размеров примерно одинаковы, а давления сопоставимы и составляют 27,2 и 19,15 МПа соответственно.

Деформирование проводили при температурах 650, 750 и 850 °С следующим образом:

– штамповка патрубков без дополнительной доработки;

– штамповка патрубков с подпирающими пробками, установленными по середине длины патрубков;

– штамповка патрубков, заполненных сухим песком.

Обсуждение результатов моделирования

Результаты моделирования оценивали соответствием полученных размеров патрубков требованиям чертежа.

Патрубки без дополнительной доработки при всех температурах испытания имели высокую овальность и не могли служить прототипом искомого процесса.

Патрубки с подпирающими пробками при температурах штамповки 850 и 750 °С также не отвечали необходимым требованиям, а при температуре 650 °С их овальность соответствовала граничным значениям.

При использовании патрубков с наполнителем при температуре 650 °С были получены вполне кондиционные отводы.

Штамп выдержал девять штамповок с незначительными разрушениями по линии разъема и боковым опорным поверхностям матрицы.

Технология изготовления штампа

Изготовление штампа включало следующие этапы. В первую очередь, при помощи сварки собрали два ящика подходящих размеров из листовой конструкционной стали. Толщина листов для длинных сторон ящиков равнялась 6 мм, а для коротких – 50 мм. В коротких сторонах вырезали выемки в виде полуокружностей диаметром 150 мм. По середине длинных сторон заложили силовые элементы из листовой конструкционной стали толщиной 50 мм. В них также выполнили выемки в виде полуокружностей диаметром 150 мм. Их центр расположен на кривой с радиусом 1300 мм, соединяющей центры выемок на коротких стенках.

Кроме этого, внутрь ящиков заложили арматуру и в днищах проделали небольшие отверстия. Далее в выемки на коротких стенках ящиков заложили модель, имеющую размеры требуемого изделия, увеличенные на коэффициент теплового расширения стали 20 при 650 °С. На ее боковой изогнутой поверхности укрепили разделительную полосу. Между ней и стенками ящиков провели герметизацию. Затем на нижний установили верхний ящик и через отверстия в его днище залили жаростойкую высокопрочную бетонную смесь АЛИТ 72, непрерывно уплотняя ее трамбовкой. После выдержки, ящики перевернули и аналогично заполнили другой ящик. Через некоторое время заготовку штампа термически упрочнили, после чего он был готов к работе.

Получение опытно-промышленной партии гнутых отводов

На концах трубчатых заготовок ∅ 299×30 мм и длиной 1200 мм сделали заточки для торцовых заглушек, после чего патрубки заполнили высушенным песком.

Для штамповки патрубки нагревали до 770 °С в шахтной муфельной индукционной печи. Такая температура выбрана из-за большого транспортного запаздывания процесса. Заготовку от печи до штампа транспортировали мостовым краном и укладывали в матрицу. Сверху устанавливался пуансон. Штамп передавался в закрытую зону пресса силой 6,3 МН. Процесс прессования заканчивался при смыкании линии разъема пуансона и матрицы. Давление прессования не превышало 3 МН.

Было проведено 12 штамповок, которые штамп успешно выдержал (рис. 4). На изготовление отводов затрачено около 14 метров трубы ∅ 299×30 мм из стали 20.

Отклонения размеров патрубков укрепления, полученных методом горячей гибки в штампе из жаростойкого высокопрочного железобетона, не выходили за пределы, установленные ГОСТ 17380–2001 "Детали трубопроводов стальные бесшовные приварные из углеродистой и низколегированной стали".

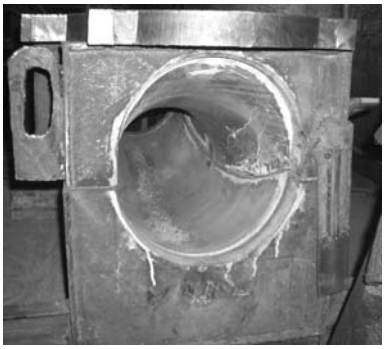


Рис. 4. Штамп для получения гнутых отводов ∅299 мм с толщиной стенки 30 мм и радиусом гиба 1300 мм после 12 штамповок

Согласно измерениям полученных патрубков отклонения составили:

– внутреннего диаметра торцов при D_y = 250 мм и толщине стенки 28 мм в пределах 2,0...2,7 мм, при требуемых не более ±3,0 мм;

– наружного диаметра вне торцов при D = 299 мм в пределах 7,0...8,0 мм, при требуемых не более ±10,5 мм;

– овальность при D = 299 мм в пределах 6,0...8,0 мм, при требуемой не более 9,0 мм.

Рис. 5. Общий вид патрубка укрепления колена реактора, изготовленного по разработанной технологии

Замеченные задиры металла на прямолинейных концевых участках несущественны, так как эти участки являются необходимыми только для гибки, а потом удаляются. Нарушения сплошности металла с помощью ультразвукового контроля не обнаружено.

Гнутый отвод ∅ 299×30 мм с радиусом изгиба 1300 мм и углом 20° представлен на рис. 5.

Сергей Георгиевич Комаишко, ген. директор;
Андрей Георгиевич Комаишко, гл. механик;
Георгий Николаевич Кулик, гл. металлург;
Михаил Вильгельмович Моисей, гл. конструктор;
Константин Валерьевич Суздаль, гл. технолог

УДК 621.774.6

С.И. Вдовин *(Орловский государственный технический университет)*

Расчеты гибки труб

Рассмотрено деформированное состояние трубы с учетом перемещения материала по периметру сечения и в радиальном направлении, что позволяет рассчитывать изменение толщины стенки и овализацию сечения, сопутствующие наматыванию заготовки на копир.

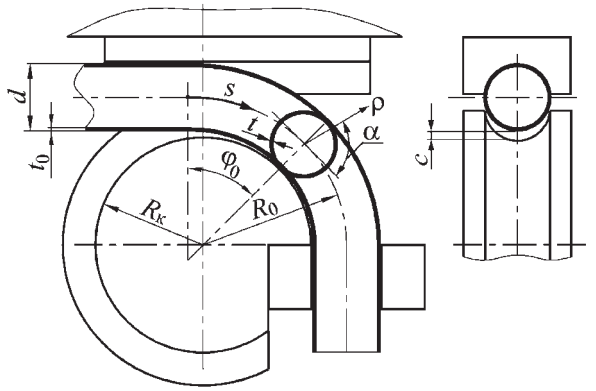
The paper considers the deformed condition of the tubular billet taking into account the travel of material along the perimeter of the cross-section and along the radius. It allows to calculate the change of the wall thickness and cross-section elongation that companion the taking-up of the billet around the master cam.

Разработка технологического процесса изготовления трубопровода сложной пространственной формы начинается с выбора способа гибки заготовки и основывается на анализе ее деформированного состояния. Соблюдение технических требований к изделию, в том числе ограничений на утонение стенки и искажение сечения трубы, в значительной степени зависит от параметров настройки выбранного оборудования. Например, при гибке наматыванием на копир (рисунок) важное значение имеет применение наполнителя или дорна, а также протяженность зоны активного деформирования, характеризуемая угловым размером φ_0.

В пределах угла φ_0 и отрезка координаты $s = s_0$ радиус оси трубы R и изгибающий момент M изменяются в пределах: $\infty \geq R \geq R_0$; $0 \leq M \leq M_0$ (заданному радиусу гибки R_0 соответствует значение M_0). Выражение момента интегралом по площади сечения стенки

$$M = \int_F \sigma_i \rho \sin\alpha dF$$

связывает его с R зависимостью интенсивности напряжений σ_i от интенсивности деформаций ε_i: $\sigma_i = A\varepsilon_i^n$, где A и n – константы. Принимаем $\varepsilon_i \approx \rho\sin\alpha/R$, откуда $M = M_0(R_0/R)^n$.



Расчетная схема наматывания трубы на вращающийся копир: $R_к$ – радиус копира; R_0 – радиус гибки; d – диаметр трубы; t – толщина деформированной стенки; t_0 – исходная толщина стенки; s, α, ρ – координаты

Этим уравнением определяется изогнутая ось трубы s на участке деформирования. После замен: $M/M_0 = s/s_0$ с учетом малого значения угла φ_0, а также $n = 1/m$ оно имеет вид:

$$(s/s_0)^m = R_0/R. \qquad (1)$$

Запишем уравнение прогиба оси ω как $d^2\omega/ds^2 = 1/R$; решая его совместно с (1), получаем

$$\left.\frac{d\omega}{ds}\right|_{s=s_0} = \sin\varphi_0 = \frac{s_0}{(m+1)R_0}, \qquad (2)$$
$$\omega|_{s=s_0} = \omega_0 = \frac{s_0^2}{(m+1)(m+2)R_0}.$$

Размеры зоны активного деформирования зависят от параметра c (см. рисунок), с которым они связаны соотношением

$$R_0(1-\cos\varphi_0) = \omega_0 - c \qquad (3)$$

и формулами (1), (2). Реальные значения c малы и сопоставимы с допуском на диаметр трубы d. Это объясняется жесткой регламентацией протяженности s_0 участка переменной кривизны трубопровода, а она уже при $c = 0{,}01d$ составляет, согласно (3), $2d$ (под нагрузкой) и около d (после разгрузки). При этом угол $\varphi_0 \approx 0{,}1$, что подтверждает предположение о его малости.

Изменение толщины стенки трубы зависит от радиуса копира $R_к$, а также от перемещения материала по периметру сечения u_α. Применение дорнов (в особенности гибких) затрудняет данное перемещение, способствует более интенсивной радиальной деформации ε_ρ и, как следствие, – разнотолщинности стенки. Отсутствие дорна или наполнителя снижает разнотолщинность в ущерб форме и площади проходного сечения.

Расчет деформаций основывается на принципе минимума работы внутренних сил и использовании варьируемых параметров в соотношениях перемещений (Тарновский И.Я., Поздеев А.А., Ганаго О.А. и др. Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургиздат, 1963). Наименее громоздкую запись решения получаем при одном варьируемом параметре, для оценки утонения трубы введем такой параметр ν_1 в соотношение: $\partial u_\alpha/(\rho\partial\alpha) = \nu_1 du_s/ds$.

Принимаем $du_s/ds = \rho\sin\alpha/R$, тогда имеем с учетом (1)

$$u_s = \frac{s^{m+1}\rho\sin\alpha}{s_0^m(m+1)R_0}, \qquad (4)$$
$$u_\alpha = \frac{-\nu_1\rho^2\cos\alpha}{R}.$$

Приравнивая нулю сумму относительных удлинений

$$\varepsilon_s = \frac{\partial u_s}{\partial s} + \frac{u_\alpha\cos\alpha}{R},\ \varepsilon_\alpha = \frac{\partial u_\alpha}{\rho\partial\alpha} + \frac{u_\rho}{\rho},\ \varepsilon_\rho = \frac{\partial u_\rho}{\partial\rho}, \qquad (5)$$

получаем дифференциальное уравнение вида: $\partial u_\rho/\partial\rho + u_\rho/\rho = -\partial u_\alpha/(\rho\partial\alpha) - \varepsilon_s$, его решение относительно перемещения u_ρ зависит от привязки граничного значения $u_\rho = 0$ к координате $\rho = 0$ или к внутреннему радиусу $r_в$ сечения трубы $\rho = d/2 - t_0 = r_в$. Последний вариант означает сохранение проходного сечения трубопровода с помощью дорнов или наполнителей и приводит к выражению

$$u_\rho = \frac{\nu_1\cos^2\alpha}{4R^2}\left(\rho^3 - \frac{r_в^4}{\rho}\right) - \frac{(1+\nu_1)\sin\alpha}{3R}\left(\rho^2 - \frac{r_в^3}{\rho}\right). \qquad (6)$$

Для материала с показателем нормальной анизотропии μ принимаем, что интенсивность деформаций сдвига Γ с точностью до постоянного множителя равна

$$\Gamma = \left[\varepsilon_s^2 + 2\mu\varepsilon_s\varepsilon_\rho + \varepsilon_\rho^2 + \frac{1-\mu}{2}(\gamma_{s\rho}^2 + \gamma_{\rho\alpha}^2 + \gamma_{\alpha s}^2)\right]^{0,5}.$$

При этом деформации сдвига

$$\gamma_{s\rho} = \frac{\partial u_s}{\partial\rho} + \frac{\partial u_\rho}{\partial s};\ \gamma_{\rho\alpha} = \rho\frac{\partial}{\partial\rho}\left(\frac{u_\alpha}{\rho}\right) + \frac{1}{\rho}\frac{\partial u_\rho}{\partial\alpha};$$
$$\gamma_{\alpha s} = \frac{\partial u_\alpha}{\partial s} + \frac{\partial u_s}{\rho\partial\alpha}.$$

Составляем вариационное уравнение: записываем выражение $\partial\Gamma^2/\partial\nu_1$ и интегрируем его по объему деформируемого участка трубы. Для уменьшения трудоемкости преобразований опускаем в выражении Γ^2 слагаемые, не содержащие варьируемый параметр ν_1, а также слагаемые, содержащие произведение $\cos^2\alpha\sin\alpha$: они в дальнейшем обращаются в нуль. Результат интегрирования приравниваем нулю и получаем формулу варьируемого параметра ν_1.

В случае использования граничного условия: $u_\rho = 0$ при $\rho = r_в$ значения ν_1 составляют около –0,001, согласно (5), (6) это означает равенство $\varepsilon_\rho \approx -\varepsilon_s$ при $\alpha = \pm\pi/2$. Максимальной деформации $\varepsilon_s = d/(2R_0)$ соответствует примерно такое же утонение стенки трубы $|\Delta t/t_0|$.

Привязка граничного значения $u_\rho = 0$ к координате $\rho = 0$ существенно меняет картину: выражение u_ρ получается из (6) заменой $r_в$ на нуль. При этом максимальное утонение стенки трубы:

$$\left.\frac{\partial u_\rho}{\partial\rho}\right|_{\alpha=\pi/2} = \frac{-2(1+\nu_1)\rho}{3R}, \qquad (7)$$

и формула варьируемого параметра имеет вид:

$$\nu_1 = \frac{[16\mu - 12 + (1-\mu)f_1]\dfrac{r_н^3 - r_в^3}{3} - (1-\mu)f_2\dfrac{r_н^5 - r_в^5}{5s_0^2}}{(24-16\mu)\dfrac{r_н^3 - r_в^3}{3} + \left[10(1-\mu)\dfrac{f_2}{s_0^2} + (77-74\mu)\dfrac{f_3}{R_0^2}\right]\dfrac{r_н^5 - r_в^5}{5} + (1-\mu)f_4\dfrac{r_н^7 - r_в^7}{7R_0^2 s_0^2}}, \qquad (8)$$

где

$$r_н = r_в + t_0 = d/2;\ f_1 = 12m/(m+1);$$
$$f_2 = m^2(2m+1)/(2m-1);\ f_3 = 9(2m+1)/[32(4m+1)];$$
$$f_4 = 27m^2(2m+1)/[16(4m-1)].$$

Расчеты по формуле (8) показали, что значения ν_1 в большой степени зависят от свойств материала. При $s_0/d = 1$, $R_0/d = 2$, $r_в = 0{,}8r_н$ и $\mu = 0{,}5$ (изотропный материал) ν_1 = –0,029...–0,073 в диапазоне значений m = = 4...10, которые соответствуют параметрам упрочнения n – от 0,25 (сплавы алюминия) до 0,1 (сплавы титана).

Варьирование коэффициента анизотропии приводит к ожидаемому изменению ν_1 – диапазоны его значений при μ, равном 0,33 и 0,66, составили (–0,063...–0,083) и (0,023...–0,054) соответственно. При этом согласно формуле (7) и соотношению $R_0/d = 2$ относительное утонение $|\Delta t/t_0|$ достигает значений 0,17 и 0,15 при ν_1 = 0,023 и –0,083 соответственно.

Сравнительно невелико влияние толщины стенки трубы и радиуса копира: при $r_в = 0{,}95r_н$, $\mu = 0{,}5$ и приведенных выше тех же прочих данных ν_1 = = –0,039...–0,078 отклик на изменение R_0/d практически отсутствует. С увеличением протяженности зоны деформирования значения ν_1 возрастают и становятся положительными, это означает рост абсолютного значения деформации ε_ρ и утонения стенки трубы (см. (7)).

Приведенный анализ деформаций не содержит серьезных допущений и позволяет оценивать изменение толщины стенки трубы, если осевая сила отсутствует или невелика настолько, что нейтральная поверхность деформаций считается проходящей через ось трубы.

Наряду с толщиной изменяется форма и площадь проходного сечения трубы вследствие радиальных перемещений. Однако полученное решение не отражает данный аспект адекватным образом, поскольку его смысл заключался в учете перемещения материала по периметру сечения u_α, которое влияет на изменение толщины стенки и – в значительно меньшей степени – на овализацию сечения. Последняя зависит, главным образом, от радиального перемещения u_ρ, его и следует связать с варьируемым параметром, если требуется определить изменение сечения трубы.

Для этого предлагается дополнить формулу (6) компонентой, отвечающей за овализацию сечения

$$O = \frac{\nu_2 r_н^2 \sin^2\alpha}{\rho R}, \qquad (9)$$

которая содержит варьируемый параметр ν_2 и входит в выражения:

$$u_\rho = O - \frac{\rho^2\sin\alpha}{3R},\ \varepsilon_s = \frac{\rho\sin\alpha}{R} + \frac{O\sin\alpha}{R}. \qquad (10)$$

Прежде деформацию ε_s связывали с перемещением u_α, в формуле (10) его место заняла компонента радиального перемещения, полное выражение которого (10) также записано без учета влияния u_α. Поочередный (неодновременный) учет влияния различных факторов объясняется стремлением к наименее громоздким вычислениям. Поэтому и модель овализации задает только уменьшение высоты сечения при сохранении ширины.

Ее конструкция такова, что $\partial O/\partial\rho = -O/\rho$, благодаря чему упрощается правая часть уравнения: $\partial u_\alpha / \rho\partial\alpha = -\partial u_\rho/\partial\rho - \varepsilon_s - u_\rho/\rho$, выражающего условие равенства нулю суммы относительных удлинений. После

интегрирования данного уравнения, а также выражения ε_s (10) имеем:

$$u_\alpha = \frac{\nu_2 r_н^2}{R^2}\left(\cos\alpha - \frac{\cos^3\alpha}{3}\right),$$

$$u_s = \frac{\rho s^{m+1}\sin\alpha}{(m+1)R_0 s_0^m} + \frac{\nu_2 r_н^2 s^{2m+1}\sin^3\alpha}{(2m+1)\rho R_0^2 s_0^{2m}}.$$

По аналогии с получением формулы (8) решаем вариационное уравнение

$$\int_0^{s_0} ds \int_{r_в}^{r_н} \rho d\rho \int_0^{2\pi} \frac{\partial \Gamma^2}{\partial \nu_2} d\alpha = 0$$

и определяем варьируемый параметр. Для изотропного материала

$$\nu_2 = \frac{-t_0 f_5}{\frac{r_н^2 t_0}{R_0 s_0^2} f_6 + \left(\frac{r_н^2 s_0^2}{R_0} f_7 + r_н^2 R_0 f_8\right)\left(\frac{1}{r_в^3} - \frac{1}{r_н^3}\right) + \left(\frac{r_н^2 R_0}{s_0^2} f_9 + \frac{r_н^2}{R_0} f_{10}\right)\left(\frac{1}{r_в} - \frac{1}{r_н}\right)},$$

где

$$f_5 = \frac{1}{2(3m+1)}\left[\frac{15m+9}{m+1} + \frac{m}{2m+1}\right];\ f_6 = \frac{41m^2}{9(4m-1)};$$

$$f_7 = \frac{7}{6(2m+1)^2(4m+3)};\ f_8 = \frac{8}{3(2m+1)};$$

$$f_9 = \frac{3m^2}{2(2m-1)};\ f_{10} = \frac{m}{(4m+1)}\left(\frac{77}{12} + \frac{5m}{2m+1}\right).$$

Значения ν_2 в большой степени зависят от каждого из параметров, содержащихся в данной формуле. При $s_0/d = 1$, $R_0/d = 2$, $r_в = 0{,}8r_н$ в диапазоне значений $m = 4...10$ имеем довольно большой диапазон $\nu_2/d = -0{,}025...-0{,}009$. Ощутимо влияние толщины стенки трубы: при $r_в = 0{,}95r_н$ и приведенных выше тех же прочих данных $\nu_2/d = -0{,}032...-0{,}011$. Подставляя эти значения, а также $R_0/d = 2$, $\rho = r_н$ в (9), находим диапазон уменьшения высоты сечения ($\Delta d < 0$). Он составляет приблизительно 0,5...1,5 % от диаметра трубы и характеризует овализацию сечения.

Зависимость параметра ν_2 от R_0 близка к обратно пропорциональной, значит уменьшение R_0 в 2 раза приводит к четырехкратному увеличению овализации (см. (9)). С увеличением протяженности зоны деформирования до $s_0/d = 2$ значения ν_2 и $|\Delta d|$ заметно возрастают – приблизительно в 1,5...2,5 раза соответственно для m, равного 4 и 10, при $R_0/d = 2$. Следовательно, желательно настраивать оборудование с учетом фактических значений наружного диаметра трубы, не завышая параметр c, от которого зависят значения s_0.

Расчет площади проходного сечения $F_в$ выполняли без учета второго слагаемого выражения u_ρ (10), так как оно является знакопеременной величиной и мало сказывается на результате вычисления интеграла:

$$F_в = \int_0^{2\pi} d\alpha \int_0^{r} \rho d\rho,$$

где $r = r_в + O|_{\rho = r_в}$.

Результаты интегрирования показали, что относительное изменение $F_в$ составляет около половины величины $\Delta d/d$.

Уменьшение площади проходного сечения трубы – не единственное негативное следствие овализации, которая также снижает прочность трубопроводов, испытывающих цикличное изменение внутреннего давления. При повышении давления овальность трубы уменьшается, что увеличивает растягивающие деформации в окрестностях нейтральной поверхности и может порождать трещины, развивающиеся изнутри (Гальперин А.И. Машины и оборудование для изготовления криволинейных участков трубопроводов. М.: Недра, 1983).

Вывод

Вариационный расчет утонения и искажения сечения, сопутствующих наматыванию трубы на копир, адекватно отражает картину процесса и позволяет управлять качеством гибки через изменение настройки оборудования. Сопоставление рассчитанных значений параметров с результатами измерения изогнутой трубы позволит оценить количественный аспект вариационных оценок.

Сергей Иванович Вдовин, д-р техн. наук

О.Ю. Давыдов, В.Г. Егоров, В.А. Танский
(ФГУП "НИИ автоматизированных средств производства и контроля", г. Воронеж)

Определение энергосиловых параметров штамповки осесимметричных деталей из особотонкостенных труб

Произведен теоретический анализ формовки осесимметричных элементов трубопроводов. Рассмотрены первая стадия и начальный момент второй стадии формообразования. Получены выражения для определения внутреннего давления наполнителя и силы осевого сжатия.

The theoretical analysis of axisymmetric pipeline elements formation is performed. The first stage and the beginning of the second stage are considered. Expressions for filler's internal pressure and punching force determination are obtained.

В последнее время большое внимание уделяют повышению ресурса трубопроводных систем при одновременном снижении их массы [1]. Для изготовления особотонкостенных осесимметричных деталей трубопровода (переходников и облегченных фланцев, рис. 1) широко применяют процессы штамповки в гидростатическом поле высокого давления [Зубцов М.Е. Листовая штамповка. 3-е изд. Л., 1980]. При этом предпочтение отдается твердому телу для матрицы и эластичной среде для пуансона из-за простоты изготовления оснастки и необходимости герметизации внутренней полости трубной заготовки диаметром 20...120 мм с толщиной стенки 0,4...1,0 мм из титановых, алюминиевых сплавов и коррозионностойкой стали.

Высокоресурсные детали кольцевых и оболочковых форм трубопроводных систем штампуют раздачей эластичной средой со свободным перемещением стенок трубной заготовки в зону деформирования и осевым сжатием оформляемой детали на одном из этапов технологического цикла, при этом меридиональная деформация и утонение стенок минимальны.

Процесс формообразования переходника или облегченного фланца подразделяется на три стадии.

Рис. 1. Осесимметричные детали трубопровода: облегченный фланец (условный проход $D_у$ = 120 мм; толщина стенки t = = 1,0 мм; материал – сплав ВТ1-0) и переходник (d = 100 мм; D = 120 мм; t = 0,8 мм; материал – сплав ПТ-7М)

На первой стадии давление эластичного наполнителя увеличивается вследствие уменьшения его объема. На второй стадии после достижения определенного давления происходят осадка трубной заготовки и ее формоизменение. Эта стадия заканчивается в момент смыкания нижней и верхней частей штампа. На третьей стадии происходит калибровка формы детали благодаря увеличению внутреннего давления эластичного наполнителя.

В работе [2] приведен теоретический анализ второй стадии формообразования осесимметричных элементов трубопровода, являющейся нестационарным процессом пластического течения упрочняющегося материала при наличии больших пластических деформаций, с использованием шагового метода и метода верхней оценки для определения силовых параметров на каждом этапе (шаге) пластического деформирования.

В то же время наиболее ответственными являются первая стадия и начальный момент второй стадии формообразования, которые определяют устойчивость процесса и качество получаемых деталей. Основными параметрами процесса формоизменения на этих стадиях являются внутреннее давление q наполнителя и сила осевого сжатия F.

1. **Раздача трубной заготовки в кольцевую полость разъемной матрицы.**

Схема раздачи трубной заготовки на первой стадии формообразования тонкостенной осесимметричной детали показана на рис. 2.

Для определения внутреннего давления q наполнителя, необходимого для начала раздачи, использовали энергетический метод, т.е. приняли, что

$$N_q = N_{пл}, \qquad (1)$$

где N_q – мощность внутреннего давления q; $N_{пл}$ – мощность пластической деформации трубной заготовки.

При моделировании кинематики пластического течения использовали цилиндрическую систему координат z, r, θ. Процесс раздачи трубной заготовки яв-

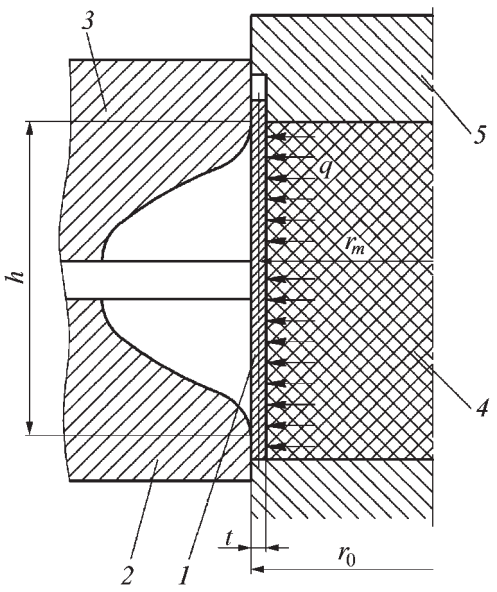


Рис. 2. Расчетная схема процесса раздачи трубной заготовки: *1* – трубная заготовка; *2* – нижняя полуматрица штампа; *3* – верхняя полуматрица штампа; *4* – эластичный наполнитель; *5* – пуансон; r_0 – радиус заготовки; r_m – радиус срединной поверхности заготовки; *h* – высота неподкрепленной части заготовки

ляется осесимметричным. Поэтому приняли, что окружная компонента вектора скорости частиц заготовки v_θ равна нулю. Компоненты вектора скорости частиц заготовки в осевом v_z и радиальном v_r направлениях должны удовлетворять условию несжимаемости и кинематическим краевым условиям.

Приняли, что при раздаче имеет место суперпозиция сдвига и изгиба, а пластическая деформация будет происходить только в средней, неподкрепленной части заготовки высотой *h*. При изгибе одновременно с искривлением срединной поверхности заготовки происходит поворот нормалей к срединной поверхности.

Приняли, что справедлива гипотеза прямых нормалей (Кирхгофа-Лява). В результате поворота нормалей частицы заготовки, лежащие вне срединной поверхности, будут иметь приращение скоростей v_z и v_r. В работе [3] получено, что при одновременном действии сдвига и изгиба поле скоростей пластического течения при раздаче имеет вид

$$\begin{aligned} v_z &= \frac{\alpha h^2}{r_m^3}(r_m - r)f'(z), \\ v_r &= \frac{f(z)}{r} + \frac{\alpha h^2}{r_m^3}\left(\frac{1}{6}\frac{r_m^3}{r} - \frac{1}{2}r_m r + \frac{1}{3}r^2\right)f''(z), \end{aligned} \tag{2}$$

где α – параметр, характеризующий угол поворота нормалей к срединной поверхности заготовки вследствие изгиба; *f*(*z*) – функция, описывающая искривление срединной поверхности заготовки в результате деформации сдвига, причем

$$\begin{aligned} f(0) &= f(h) = 0; \\ f'(0) &= f'(h) = 0; \\ f''(0) &= f''(h) = 0. \end{aligned}$$

В результате поиска функции, удовлетворяющей данным условиям, получили, что *f* (*z*) может быть принята в виде

$$f(z) = \frac{1}{30}\left(\frac{z}{h}\right)^3 - \frac{1}{10}\left(\frac{z}{h}\right)^4 + \frac{1}{10}\left(\frac{z}{h}\right)^5 - \frac{1}{30}\left(\frac{z}{h}\right)^6.$$

Мощность внутреннего давления

$$N_q = \int_S q v_r \left(r_m - \frac{t}{2}\right) dS,$$

где *S* – площадь внутренней поверхности трубной заготовки в средней части высотой *h*; $v_r\left(r_m - \frac{t}{2}\right)$ – радиальная компонента скорости частиц внутренней поверхности трубной заготовки.

Для особотонкостенных труб $t << r_m$, следовательно, $r_m - \frac{t}{2} \approx r_m$. Тогда

$$N_q = q\int_0^{2\pi}\int_0^h \left[\frac{f(z)}{r_m} + \frac{\alpha h^2}{r_m^3}\left(\frac{1}{6}r_m^2 - \frac{1}{2}r_m^2 + \frac{1}{3}r_m^2\right)f''(z)\right] r_m\, dz d\theta.$$

В связи с тем, что $f'(0) = f'(h) = 0$

$$N_q = 2\pi q\int_0^h f(z)dz = 2\pi q h J_1, \tag{3}$$

где $J_1 = \int_0^1 f(h)dz$ при $h = 1$.

Выражая ε_r, ε_z, ε_θ по известным формулам с применением (2) и переходя к безразмерным координатам и параметрам, получаем

$$\begin{aligned} \varepsilon_z &= \frac{L^2}{h^2}\alpha(1-x)\varphi''(y); \\ \varepsilon_r &= \frac{L^2}{h^2}\left[-\frac{1}{x^2}\varphi(y) + \alpha\left(\frac{2}{3}x - \frac{1}{2} - \frac{1}{6x^2}\right)\varphi''(y)\right]; \\ \varepsilon_\theta &= \frac{L^2}{h^2}\left[\frac{1}{x^2}\varphi(y) + \alpha\left(\frac{1}{3}x - \frac{1}{2} + \frac{1}{6x}\right)\varphi''(y)\right]; \\ \gamma_{rz} &= \frac{L}{h^2}\left[\frac{1}{x}\varphi'(y) + \alpha\left\{\left(\frac{1}{3}x^2 - \frac{1}{2}x + \frac{1}{6x}\right)\varphi'''(y) - L^2\varphi'(y)\right\}\right], \end{aligned} \tag{4}$$

где $1 - \frac{T}{2} \le x \le 1 + \frac{T}{2}$, $T = \frac{t}{r_m}$ – безразмерная толщина заготовки; $L = \frac{h}{r_m}$ – безразмерная длина (высота) средней, неподкрепленной части заготовки.

Если $z = yh$, то при $z \in [0, h]$, $y \in [0, 1]$, тогда

$$f(z) = \frac{1}{30}y^3 - \frac{1}{10}y^4 + \frac{1}{10}y^5 - \frac{1}{30}y^6;$$

$$f'(z) = \varphi'(y)\frac{1}{h};$$

$$f''(z) = \varphi''(y)\frac{1}{h^2};$$

$$f'''(z) = \varphi'''(y)\frac{1}{h^3}.$$

Подставляя (4) в выражение для мощности пластической деформации

$$N_{\text{пл}} = k\int_V \sqrt{2(\varepsilon_z^2 + \varepsilon_r^2 + \varepsilon_\theta^2) + \gamma_{rz}^2}\,dV,$$

где k – предел текучести материала заготовки при сдвиге; V – объем заготовки, после преобразований получаем

$$N_{\text{пл}} = 2\pi k r_m^2 \frac{L}{h} J_2, \qquad (5)$$

где $J_2 = \int_0^1 \int_{1-\frac{T}{2}}^{1+\frac{T}{2}} \sqrt{2(\varepsilon_z^2 + \varepsilon_r^2 + \varepsilon_\theta^2)}\,x\,dx\,dy.$

Подставляя (3) и (5) в (1), получаем зависимость для определения относительного давления наполнителя

$$\frac{q}{k} = \frac{J_3}{J_1}, \qquad (6)$$

где $J_3 = \frac{J_2}{L}$.

Геометрические параметры трубных заготовок и штампов, а так же их относительные значения имеют вид:

для формообразования переходников:

$$\begin{aligned} &0{,}5 \le t \le 1{,}0; \quad 25 \le r \le 60; \quad h = 101; \\ &0{,}005 \le T \le 0{,}04; \quad 1{,}65 \le L \le 4{,}15; \end{aligned} \qquad (7)$$

для формообразования облегченных фланцев:

$$\begin{aligned} &0{,}5 \le t \le 1{,}0; \quad 25 \le r \le 60; \quad h = 28; \\ &0{,}005 \le T \le 0{,}04; \quad 0{,}45 \le L \le 1{,}2. \end{aligned} \qquad (8)$$

В результате выполненных по (6) численных расчетов определили минимальные (по α) значения $\frac{q}{k}$ в узлах сетки, накрывающей область изменения параметров T и L при раздаче различных осесимметричных деталей из особотонкостенных труб. Для удобства практических расчетов путем аппроксимации по координатам T и L получили зависимости $\frac{q}{k}(T, L)$, приведенные на рис. 3.

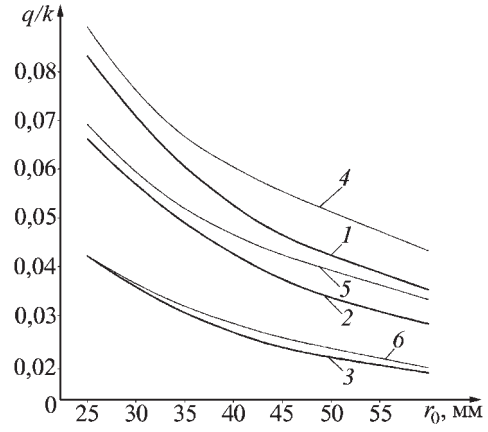


Рис. 3. Зависимость относительного внутреннего давления наполнителя от радиуса переходника (*1*, *2*, *3*) и облегченного фланца (*4*, *5*, *6*):
1, *4* – t = 1,0 мм; *2*, *5* – t = 0,8 мм; *3*, *6* – t = 0,5 мм

2. **Определение силы осадки при штамповке осесимметричных деталей.**

Рассмотрим начальный момент второй стадии формообразования осесимметричной детали (рис. 4).

Основным деформирующим силовым параметром является здесь внутреннее давление q. Сила осевого сжатия F выступает в качестве дополнительного управляющего силового параметра, предназначенного для уменьшения радиальной деформации (утонения) изделия.

Поле скоростей, описывающее пластическое течение заготовки, должно удовлетворять следующим краевым условиям:

$$\begin{aligned} &\text{при } z = 0 \ \ v_z^* = 0; && \text{при } z = h \ \ v_z^* = \text{const} < 0; \\ &\text{при } z = 0 \text{ и } r = r_0 \ \ v_r^* = 0; && \text{при } z = h \text{ и } r = r_0 \ \ v_r^* = 0. \end{aligned} \qquad (9)$$

При одновременном действии q и F имеет место комбинация сжатия и раздачи. Для моделирования кинематики пластического течения примем следующее поле скоростей, удовлетворяющее условию несжимаемости и краевым условиям (9):

$$\begin{aligned} v_z^* &= -\frac{\beta z}{h} + \alpha\frac{h^2}{r_m^3}(r_m - r)f'(z); \\ v_r^* &= \frac{\beta}{2h}\left(r - \frac{r_0^2}{r}\right) + \\ &+ \frac{1}{r}f(z) + \alpha\frac{h^2}{r_m^3}\left(\frac{1}{3}r^2 - \frac{1}{2}r_m r + \frac{1}{6}r_m^3\frac{1}{r}\right)f''(z); \\ v_\theta^* &= 0, \end{aligned} \qquad (10)$$

где β – параметр, характеризующий долю кинематики сжатия в общем поле скоростей.

Варьируемый параметр β будем искать в виде

$$\beta = ah^5,$$

где a – варьируемый параметр.

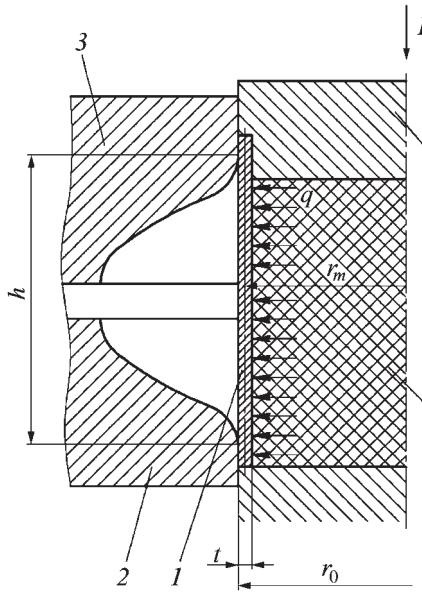


Рис. 4. Расчетная схема процесса раздачи с одновременной осевой осадкой трубной заготовки:
1 – трубная заготовка; *2* – нижняя полуматрица штампа; *3* – верхняя полуматрица штампа; *4* – эластичный наполнитель; *5* – пуансон осевого сжатия

Уравнение баланса мощностей имеет вид

$$N_F + N_q^* = N_{\text{пл}}^*, \qquad (11)$$

где N_F – мощность силы осевого сжатия F.

Принимая во внимание, что при $z = h$

$$N_F = F\mathrm{v}_z^* = Fah^5,$$

из (11) будем иметь

$$F = \frac{N_{\text{пл}}^* - N_q^*}{ah^5}. \qquad (12)$$

Используя принятые ранее безразмерные координаты и обозначения, определим $N_{\text{пл}}^*$ и N_q^* по изложенной выше методике. После подстановки результатов в (12) получаем зависимость для определения относительного напряжения осадки $\left(\text{при } r = r_m - \frac{t}{2}\right)$

$$\frac{\sigma}{k} = \frac{F}{S_1 k} = \frac{\int_0^1 \int_{1-\frac{T}{2}}^{1+\frac{T}{2}} H_1\, x dx dy - L\left(1 - \frac{T}{2}\right)\frac{q}{k}\int_0^1 \mathrm{v}_{r1}^* dy}{aT}, \qquad (13)$$

где $S_1 = 2\pi r_m t$ – площадь тонкостенного кольцевого сечения; $H_1 = \frac{\sqrt{2(\varepsilon_z^2 + \varepsilon_r^2 + \varepsilon_\theta^2) + \gamma_{rz}^2}}{h^4}$ – интенсивность скоростей деформации; $\mathrm{v}_{r1}^* = \frac{\mathrm{v}_r^*}{h^5}$.

Наибольшее утонение при штамповке осесимметричной детали происходит в вершине гофра (посередине высоты h неподкрепленной части трубной заготовки). Поэтому параметр a будем искать исходя из следующего условия:

$$\mathrm{v}_{\Delta t}\left(\frac{h}{2}\right) = \int_0^t \varepsilon_r^*(h)dr = r_m h^4 \int_{1-\frac{T}{2}}^{1+\frac{T}{2}} \varepsilon_{r1}^*(0{,}5)dx = 0, \qquad (14)$$

где $\mathrm{v}_{\Delta t}$ – скорость изменения толщины заготовки в вершине гофра; $\varepsilon_{r1}^* = \frac{\varepsilon_r^*}{h^4}$.

Используя (14), находим

$$a = \frac{\int_{1-\frac{T}{2}}^{1+\frac{T}{2}} 2L^2\left[\frac{1}{x^2}f(0{,}5) - \alpha\left(\frac{2}{3}x - \frac{1}{2} - \frac{1}{6}\frac{1}{x^2}\right)f''(0{,}5)\right]dx}{\int_{1-\frac{T}{2}}^{1+\frac{T}{2}}\left[1 + \frac{\left(1+\frac{T}{2}\right)^2}{x^2}\right]dx}. \qquad (15)$$

В результате выполненных по (13) с использованием (15) расчетов определены оптимальные значения $\frac{\sigma}{k}$ в узлах сетки, накрывающей области изменения параметров T и L (7) и (8) при штамповке переходников и облегченных фланцев из особотонкостенных трубных заготовок. Аналитические зависимости $\frac{\sigma}{k}(T, L)$ приведены на рис. 5.

Сила осевого сжатия

$$F = F_{\text{пл}} + F_{\text{тр}}, \qquad (16)$$

где $F_{\text{пл}} = \sigma S_1 = 2\pi r_m t\sigma$ – сила, затрачиваемая на пластическое сжатие трубной заготовки;

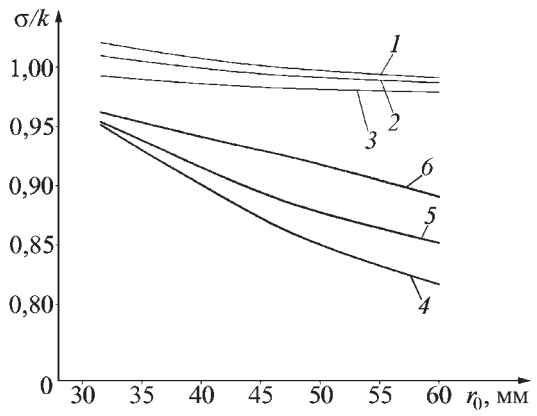


Рис. 5. Зависимость относительного контактного напряжения на торцах от радиуса переходника (*1*, *2*, *3*) и облегченного фланца (*4*, *5*, *6*):
1, *4* – t = 1,0 мм; *2*, *5* – t = 0,8 мм; *3*, *6* – t = 0,5 мм

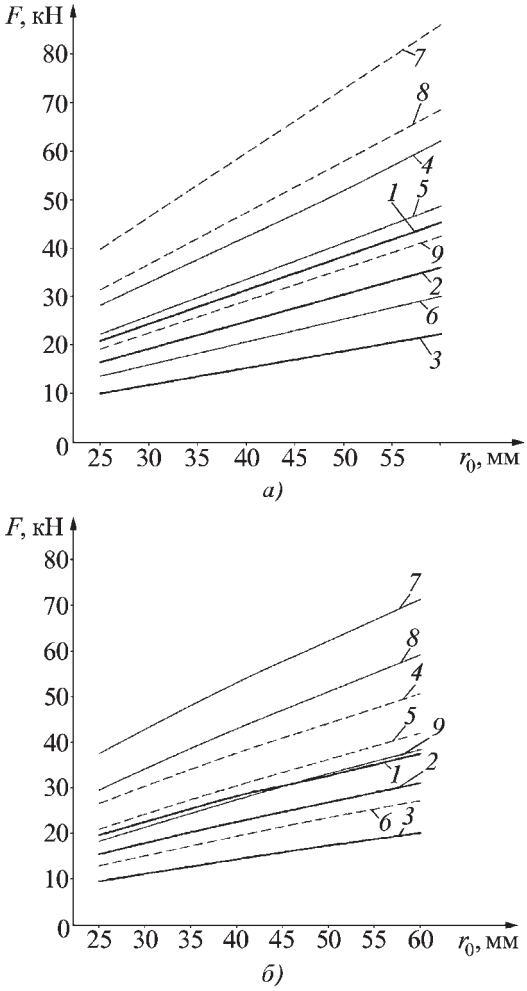


Рис. 6. Зависимость силы осевой осадки от радиуса заготовки для переходника (*а*) и облегченного фланца (*б*):
1, *2*, *3* – сталь 12Х18Н10Т; *4*, *5*, *6* – сплав ВТ1-0; *7*, *8*, *9* – сплав ПТ-7М; *1*, *4*, *7* – t = 0,8 мм; *2, 5, 8* – t = 1,0 мм; *3, 6, 9* – t = 0,5 мм

$F_{тр}$ – сила трения между подкрепленными частями заготовки и стенками матрицы.

При анализе процесса формообразования приняли, что подкрепленные части заготовки высотой $\frac{l-h}{2}$, где l – длина заготовки, не деформируются. Вследствие деформации средней неподкрепленной части перемещаться со скоростью β будет только верхняя подкрепленная часть. В силу малой толщины стенки трубной заготовки можно принять, что контактное напряжение равно внутреннему давлению q. Тогда сила трения

$$F_{тр} = \mu q S_2,$$

где μ – коэффициент трения; S_2 – площадь наружной поверхности верхней подкрепленной части заготовки.

Учитывая, что

$$S_2 = 2\pi r_0 \frac{l-h}{2},$$

имеем

$$F_{тр} = \pi\mu q r_0 (l-h). \qquad (17)$$

Используя (16) и (17), находим, что сила осевого сжатия трубной заготовки

$$F = \pi k r_0 \left[2t\frac{\sigma}{k}(T, L) + \mu(l-h)\frac{q}{k}(T, L) \right], \qquad (18)$$

где относительное напряжение осадки $\frac{\sigma}{k}$ определяется из рис. 5, а относительное внутреннее давление $\frac{q}{k}$ – из рис. 3.

Результаты расчетов F по формуле (18) для различных типоразмеров переходников и облегченных фланцев приведены на рис. 6.

Выводы

1. Штамповка осесимметричных деталей из особотонкостенных труб должна осуществляться в следующей последовательности. Сначала на эластичном пуансоне создается сила F_1 сжатия наполнителя, достаточная для начала раздачи заготовки

$$F_1 = \pi r_0^2 q.$$

Затем для минимизации утонения стенки гофра прикладывается к торцу трубной заготовки сила осевого сжатия F, вычисленная по формуле (18).

2. С уменьшением относительной толщины стенки трубной заготовки $\frac{t}{r_0}$ понижается требуемое для начала раздачи внутреннее давление q наполнителя.

3. Деформирование облегченного фланца происходит в более стесненных условиях, чем переходника (вследствие меньшей высоты h неподкрепленной части трубной заготовки). Поэтому требуемое для начала раздачи внутреннее давление q наполнителя у облегченных фланцев выше, чем у аналогичных типоразмеров переходников.

4. Величина пластической области у переходника больше, чем у облегченного фланца (благодаря большей высоте h неподкрепленной части трубной заготовки). Следовательно, сила осевого сжатия у переходников превышает аналогичный показатель для облегченных фланцев при одинаковых толщинах трубных заготовок.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Невструев Ю.А.** Штамповка неравнопроходных тройников из трубных заготовок в разъемных матрицах // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 6. С. 40–44.

2. **Егоров В.Г., Чудаков П.Д., Балбекова Л.В.** Анализ процессов штамповки осесимметричных деталей из особотонкостенных труб // Кузнечно-штамповочное производство. 1996. № 6. С. 27–29.

Олег Юрьевич Давыдов, канд. техн. наук;
Владислав Геннадьевич Егоров, д-р техн. наук;
Владимир Алексеевич Танский, инженер

УДК 621.746.27

Ю.А. Калягин, С.В. Лукин, М.А. Образцов
(Череповецкий государственный университет)

Исследование теплообмена в зоне вторичного охлаждения машины непрерывного литья заготовок

Представлена методика контроля процесса теплоотдачи от сляба в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), основанная на измерении температуры и расхода паровоздушной смеси, отводимой из бункера машины. Методика позволяет определять полный поток тепла, отводимый от сляба, а также потоки тепла на отдельных участках зоны вторичного охлаждения. На основе данной методики для зон с водовоздушным охлаждением разработан способ получения управляющей зависимости, позволяющий регулировать интенсивность теплоотдачи от сляба.

The article covers the technique of control under the heat transfer process form a slab in a spray cooling zone of continuous caster. The technique is based on a temperature and consumption measuring of the air-steam mixture that is being taken out from a caster's bunker. The technique allows to define the full heat flow rejected from a slab and also the heat flows on different areas of cooling zone.

В настоящее время на машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) контроль процесса теплоотдачи от слитка в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) осуществляют путем регистрации расходов охлаждающей воды, разбрызгиваемой из водяных или водовоздушных форсунок. Охлаждающий эффект в значительной мере определяется степенью распыления воды, зависящей от соотношения расходов воды и воздуха на форсунки, а также от их типа.

Эмпирические зависимости коэффициента теплоотдачи от удельного расхода воды носят приближенный характер, поскольку получены на основе замеров температуры поверхности сляба в ЗВО, выполняемых обычно с большой погрешностью [1]. Таким образом, существующая система контроля процесса теплообмена в ЗВО является несовершенной.

В данной статье предложен метод исследования теплообмена в ЗВО на основе измерения температуры и расхода паровоздушной смеси (ПВС), удаляемой из бункера МНЛЗ. Данный способ позволяет определить среднюю долю воды, превратившейся в пар в зонах с водовоздушным охлаждением, и тепловой поток, отводимый от слитка в этих зонах. Численно моделируя процесс затвердевания слитка в МНЛЗ, можно определить средние коэффициенты теплоотдачи в отдельных зонах ЗВО и, сопоставив их с удельными расходами охладителя в этих зонах, получить управляющую зависимость при водовоздушном охлаждении, позволяющую регулировать интенсивность теплообмена.

Рассмотрим схему образования ПВС, удаляемой из бункера МНЛЗ. Часть воды, подаваемой из форсунок на поверхность слитка в количестве $G_{вод}$, кг/с, превращается в пар в количестве $G_{пар}$, кг/с, причем при атмосферном давлении в бункере ЗВО температура насыщения воды составляет $t_н = 100$ °С.

Часть этого пара $\Delta G_{пар}$ конденсируется при контакте с холодной водой, движущейся ему навстречу; при этом вода нагревается до температуры насыщения, если пара достаточно (зоны с водовоздушным охлаждением), либо до температуры меньшей температуры насыщения, если пара недостаточно (зоны с водяным охлаждением). На выходе из зоны массовый расход пара $G_{п0}$ будет меньше расхода $G_{пар}$ на величину $\Delta G_{пар}$: $G_{п0} = G_{пар} - \Delta G_{пар}$. Если исходного пара недостаточно,

выход пара из зоны будет отсутствовать, тогда $G_{п0} = 0$; $G_{пар} = \Delta G_{пар}$.

Расход неиспарившейся воды, сливающейся со сляба, составляет $G_{сл} = G_{вод} - G_{п0}$.

Введем степень парообразования $x_{пар} = G_{пар}/G_{вод}$, зависящую от степени распыления воды форсунками. Приблизительно можно считать, что в зонах с одинаковым типом охлаждения степень парообразования одинакова. Введем коэффициент выхода пара из зон вторичного охлаждения: $x_{п0} = G_{п0}/G_{вод}$, который в общем случае меньше величины $x_{пар}$ из-за частичной конденсации исходного пара.

Уравнение теплового баланса, когда за счет конденсации части пара в количестве $\Delta G_{пар}$ вода в количестве $G_{вод}$ нагревается до температуры $t_{сл} \le 100$ °С, выглядит следующим образом:

$$\Delta G_{пар}\, r = G_{вод}\, c_в\, (t_{сл} - i_{вод}),$$

где $r = i'' - i' = 2257$ – теплота испарения воды, кДж/кг; i'' и i' – энтальпии соответственно насыщенных пара и воды при атмосферном давлении [2]: $i'' = 2676$ кДж/кг; $i' = 419$ кДж/кг; $c_в$ – теплоемкость воды, $c_в = 4{,}19$ кДж/(кг·°С); $t_{вод}$ – температура воды на выходе из форсунок, °С.

Используя последнее соотношение, получаем:

$$x_{пар} = x_{п0} + 0{,}00186\,(t_{сл} - t_{вод}). \qquad (1)$$

Пар в количестве $G_{п0}$, кг/с, выходящий из всех зон вторичного охлаждения, при смешении с воздухом в количестве $G_{возд}$, кг/с, поступающем в бункер из форсунок и в результате присосов из цеха, частично может сконденсироваться, поэтому ПВС, удаляемая из бункера, состоит из пара в количестве $G_п$, кг/с, воздуха в количестве $G_{возд}$, кг/с, и взвешенного водяного конденсата в количестве $G_{конд}$, кг/с: $G_{конд} = G_{п0} - G_п$.

Массовый расход ПВС определяется выражением

$$G_{ПВС} = G_{возд} + G_п + G_{конд} = G_{возд}\,(1 + d_п + d_к),$$

где $d_п = G_п/G_{возд}$ – паросодержание, кг/кг; $d_к = G_{конд}/G_{возд}$ – влагосодержание, кг/кг.

Получим соотношение, связывающее температуру ПВС $t_{пвс}$ с расходами воздуха $G_{возд}$ и пара $G_{п0}$, и температурой воздуха $t_{возд}$.

Сумма потоков энтальпий пара и воздуха равна потоку энтальпии ПВС, что можно записать следующим образом:

$$G_{п0} i'' + G_{возд}\, i_{возд} = G_{возд}\, i_{ПВС}, \qquad (2)$$

где $i'' = 2676$ – энтальпия сухого насыщенного водяного пара при 100 °С, кДж/кг; $i_{возд} = c_{возд} t_{возд} \cong 1 \cdot t_{возд}$ – энтальпия сухого воздуха, кДж/кг; $i_{ПВС}$ – энтальпия ПВС, отнесенная к 1 кг сухого воздуха, определяемая выражением [3], кДж/кг:

$$i_{ПВС} = t_{ПВС} + d_п\,(2501 + 1{,}93 t_{ПВС}) + d_к\, 4{,}19 t_{ПВС},$$

где $d_п$ определяется температурой ПВС, поскольку пар в ПВС находится в насыщенном состоянии.

С учетом того, что $G_п = d_п G_{возд}$, $G_{конд} = d_к G_{возд}$ и, кроме того, $G_{конд} = G_{п0} - G_п = G_{п0} - G_{возд} d_п$, на основе соотношения (2) можно получить выражение

$$\beta = \frac{2676 - 4{,}19 t_{ПВС}}{t_{ПВС} - t_{возд} + d_п\,(2501 - 2{,}25 t_{ПВС})}, \qquad (3)$$

где $\beta = G_{возд}/G_{п0}$ – отношение расхода воздуха к расходу пара на выходе из ЗВО, кг/кг.

Паросодержание $d_п$ находим по формуле [3]: $d_п = 0{,}622 p_н/(p_{ПВС} - p_н)$, кг/кг, где $p_{ПВС}$ – абсолютное давление ПВС, Па; $p_н = p_н(t_{ПВС})$ – давление насыщенного водяного пара при температуре $t_{ПВС}$, определяемое по таблицам для воды и водяного пара [2].

Поскольку $G_п = d_п G_{возд}$, $G_{п0} = G_{возд}/\beta$, можно получить выражение

$$G_{п0} = G_п/(\beta d_п). \qquad (4)$$

Расход пара в ПВС $G_п$, кг/с, определяем по формуле

$$G_п = d_п/(1 + d_п)\rho_{ПВС} V_{ПВС}, \qquad (5)$$

где $\rho_{ПВС}$ – плотность ПВС без учета конденсата, определяемая по формуле [3], кг/м^3,

$$\rho_{ПВС} = \frac{28{,}96 p_{ПВС} - 10{,}94 p_н\,(t_{ПВС})}{8314(273{,}15 + t_{ПВС})},$$

где $V_{ПВС}$ – объемный расход паровоздушной смеси, м^3/с, удаляемой из бункера ЗВО МНЛЗ; $V_{ПВС}$ определяется характеристикой вентилятора и аэродинамическим сопротивлением паровоздуховода и не зависит от плотности и температуры ПВС.

Составим тепловой баланс для ЗВО в виде:

$$Q = G_{п0} r_{исп} + G_{сл}\, c_в\,(t_{сл} - t_{вод}) + G_{рол}\, c_в\, \Delta t_{рол}, \qquad (6)$$

где Q – количество теплоты, отводимой от сляба в ЗВО, кВт; $G_{п0}$ – расход пара на выходе из всех зон, кг/с; $r_{исп} = r + c_в(100 - t_{вод}) = 2257 + 4{,}19(100 - t_{вод})$ – теплота, затраченная на испарение 1 кг исходной воды, кДж/кг; $r = 2257$ кДж/кг; $c_в = 4{,}19$ кДж/(кг·°С); $G_{сл}$ – расход сливающейся воды, кг/с; $t_{сл}$ – температура сливающейся воды, °С; $G_{рол}$ – расход воды через ролики в ЗВО, кг/с; $\Delta t_{рол}$ – нагрев воды в роликах, °С.

Выражение (6) можно применить и для отдельных зон ЗВО с разными удельными расходами воды, если все входящие в него величины относить к этим зонам. Пусть F – площадь поверхности сляба в отдельной зоне ЗВО. С учетом того, что $G_{п0} = x_{п0}G_{вод}$, средняя плотность теплового потока, отводимого от сляба в данной зоне, равна:

$$q = Q/F = gx_{п0}r_{исп} + g_{сл}c_{в}(t_{сл} - t_{вод}) + g_{рол}c_{в}\Delta t_{рол}, \quad (7)$$

где $g = G_{вод}/F$, $g_{сл} = G_{сл}/F$, $g_{рол} = G_{рол}/F$ – удельные расходы воды в зоне, кг/(с·м^2).

После преобразований выражение (7) можно привести к виду

$$q = g\,x_{пар}\,r + g_{рол}\,4{,}19\Delta t_{рол},$$

где величина $x_{пар}$ определяется выражением (1).

Удельный расход теплоты на нагрев воды, протекающей через ролики в данной зоне, можно принять одинаковым для всех зон вторичного охлаждения и рассчитывать по формуле $q_{рол} = G_{рол}/F4{,}19\Delta t_{рол}$, кВт/м^2, где F – площадь поверхности слитка в ЗВО, м^2; $G_{рол}$ – расход воды через ролики в ЗВО, кг/с.

Формула для расчета средней плотности теплового потока, отводимого от слитка в i-й зоне, примет следующий вид:

$$q_i = g_i\,x^i_{пар}\,r + q_{рол}, \quad (8)$$

где g_i – удельный расход воды в i-й зоне; $x^i_{пар}$ – степень парообразования в i-й зоне, определяемая формулой (1).

Величину $x^i_{пар}$ в формуле (8) можно приближенно принять одинаковой для всех зон с водовоздушным охлаждением, т.е. $x^i_{пар} = x^{ВВ}_{пар}$, где $x^{ВВ}_{пар}$ – средняя степень парообразования в этих зонах. Величину $x^{ВВ}_{пар}$ экспериментально определяют следующим образом. На основе измеренного объемного расхода ПВС $V_{пвс}$, удаляемого из бункера ЗВО, температуры ПВС на выходе из бункера ЗВО $t_{ПВС}$ и температуры воздуха в цехе $t_{возд}$ по формулам (3)–(5) рассчитывают выход пара из зон с водовоздушным охлаждением $G_{п0}$ (выходом пара из зон с водяным охлаждением можно пренебречь). Рассчитывают средний коэффициент выхода пара в зонах с водовоздушным охлаждением: $x^{ВВ}_{п0} = G_{п0}/G^{ВВ}_{вод}$, где $G^{ВВ}_{вод}$ – суммарный расход воды в зонах с водовоздушным охлаждением. Рассчитывают среднюю степень парообразования в зонах с водовоздушным охлаждением по формуле (1), где температуру воды на сливе $t_{сл}$ можно принять равной 100 °С.

В литературе по непрерывной разливке принято задавать управляющую зависимость как функцию среднего коэффициента теплоотдачи от слитка к охлаждающей воде α от удельного расхода воды в данной зоне в следующем виде: $\alpha = \alpha_0 + \mu g$, где α_0, μ – эмпирические коэффициенты; g – удельный расход воды в зоне. Для зон с водяным охлаждением управляющая зависимость, как правило, известна [1].

Рассмотрим методику получения управляющей зависимости при водовоздушном охлаждении на примере криволинейной ролико-форсуночной МНЛЗ № 3 ОАО "Северсталь". ЗВО МНЛЗ состоит из двух зон с водяным охлаждением сразу после кристаллизатора, за которыми следует семь зон с водовоздушным охлаждением.

В зонах с водяным охлаждением (№ 1 и 2) по заданным удельным расходам воды g_i определяем средние коэффициенты теплоотдачи α_i, где i = 1; 2.

В зонах с водовоздушным охлаждением (№ 3...9) по известным удельным расходам воды g_i по формуле (8) рассчитываем средние плотности теплового потока q_i, где i =3, 4,...9.

В кристаллизаторе МНЛЗ на поверхности слитка задаем плотность теплового потока по формуле [4]: $q(z) = \bar{q}_{кр}/(2\sqrt{z/H}), 0 < z < H$, где z – координата технологической оси, отсчитываемая от мениска жидкого металла; H – рабочая высота кристаллизатора; $\bar{q}_{кр}$ – средняя плотность теплового потока, отводимого от слитка в кристаллизаторе.

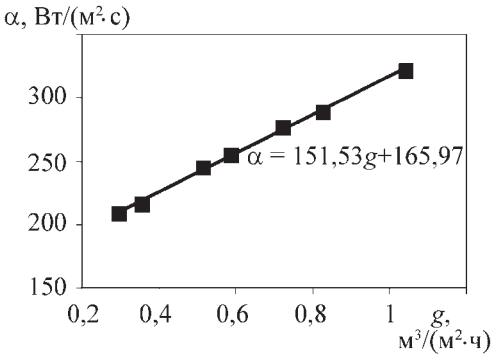
По методикам, изложенным в работах [1, 4], численно рассчитываем процесс затвердевания слитка в кристаллизаторе и ЗВО МНЛЗ. Рассчитываем среднюю температуру поверхности слитка в зонах с водовоздушным охлаждением $\bar{t}^{\,i}_{пов}$, где i = 3, 4, ... 9. Определяем средние коэффициенты теплоотдачи в зонах № 3...9: $\alpha_i = q_i/(\bar{t}^{\,i}_{пов} - t_{вод})$.

На графике в осях g–α наносим точки, соответствующие парным значениям удельного расхода воды g_i и среднего коэффициента теплоотдачи α_i для i = 3, 4,... 9. На том же графике проводим линию тренда в виде прямой линии, в среднем описывающую полученные парные значения, и устанавливаем управляющую зависимость при водовоздушном охлаждении в виде $\alpha = \alpha_0 + \mu g$.

Например, при разливке стального слитка толщиной 250 мм и шириной 1600 мм при стационарной скорости 1 м/мин на МНЛЗ № 3 (шестой ручей) получены следующие экспериментальные данные: расход ПВС $V_{ПВС}$= 43500 м^3/ч = 12,1 м^3/с; температура ПВС $t_{ПВС}$ = 58 °С; давление ПВС $p_{ПВС}$ = 97090 Па; температура воздуха в цехе $t_{возд}$ = 24 °С; температура охлаждающей воды $t_{вод}$ = 32 °С; температура воды на сливе $t_{сл}$ = 100 °С; расход охлаждающей воды через ролики ЗВО $G_{рол}$ = 423 м^3/ч = 117,7 кг/с; нагрев воды в роликах $\Delta t_{рол}$ = 17 °С; плотность теплового потока, отводи-

Длины зон L_i и расходы воды g_i в ЗВО

Параметр	Номер зоны								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
L_i, м	0,2	1,11	1,98	1,63	1,65	1,82	1,83	3,45	5,17
g_i, кг/(м²·с)	2,34	1,38	0,29	0,23	0,2	0,16	0,14	0,098	0,081



Зависимость среднего коэффициента теплоотдачи *α* от удельного расхода *g* воды в зонах с водовоздушным охлаждением

мого роликами $q_{рол}$ = 139 кВт/м²; суммарный расход охлаждающей воды на зоны с водовоздушным охлаждением по большому и малому радиусам $G_{вод}^{ВВ} = 29{,}8$ м³/ч = 8,27 кг/с; средняя плотность теплового потока в кристаллизаторе $\overline{q}_{кр} = 1103$ кВт/м²; рабочая высота кристаллизатора H = 1,15 м; длины зон L_i и удельные расходы воды в зонах g_i приведены в таблице.

В результате расчета получены следующие данные: паросодержание в ПВС $d_п$ = 0,14 кг/кг; расход пара в ПВС $G_п$ = 1,44 кг/с; отношение расхода воздуха $G_{возд}$ к расходу пара $G_{п0}$ составляет β = 6,7 кг/кг; расход пара на выходе из ЗВО $G_{п0}$ = 1,52 кг/с; средний коэффициент выхода пара в зонах с водовоздушным охлаждением $x_{п0}^{ВВ} = 0{,}184$; величина $\Delta x_{пар} = 0{,}128$; средняя степень парообразования $x_{пар}^{ВВ} = 0{,}312$.

В зонах с водяным охлаждением средний коэффициент теплоотдачи рассчитывали по формуле [1]: $\alpha_В = 165 + 55g$, Вт/(м²·°С); в зонах с водовоздушным охлаждением среднюю плотность теплового потока рассчитывали по формуле $q = 139 + 196g$, кВт/м².

При численном моделировании процесса затвердевания слитка в кристаллизаторе и ЗВО получена управляющая зависимость при водовоздушном охлаждении (рисунок), описываемая формулой $\alpha_{ВВ} = 167 + 151g$, Вт/(м²·°С), где размерность g – м³/(м²·ч). Точки на рисунке соответствуют парным значениям средних коэффициентов теплоотдачи и удельных расходов воды в зонах № 3...9.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Самойлович Ю.А., Крулевецкий С.А., Горяинов В.А., Кабаков З.К.** Тепловые процессы при непрерывном литье стали. М.: Металлургия, 1982. 153 с.

2. **Ривкин С.А., Александров А.А.** Термодинамические свойства воды и водяного пара: справ. М.: Энергоатомиздат, 1984. 79 с.

3. **Кириллин В.А., Сычев В.В., Шейндлин А.Е.** Техническая термодинамика. М.: Энергоатомиздат, 1983. 416 с.

4. **Шестаков Н.И., Калягин Ю.А., Манько О.В., Лукин С.В., Плашенков В.В.** Расчет температурного поля непрерывноотливаемого слитка // Изв. вузов. Черная металлургия. 2003. № 3. С. 59–61.

Юрий Александрович Калягин, д-р техн. наук;
Сергей Владимирович Лукин, канд. техн. наук;
Михаил Адольфович Образцов, инженер

Подписка на журнал
«Заготовительные производства в машиностроении»
на I полугодие 2008 г.

- за наличный и безналичный расчет;
- с любого номера и на любой срок;
- без почтовых наценок.

По всем вопросам обращайтесь в редакцию журнала.

Тел.: (495) 268-47-19, факс: (495) 269-48-97
E-mail: zpm@mashin.ru

Подписку можно также **оформить в любом почтовом отделении.**
Подписные индексы: **81580** – *в каталоге «Роспечать»;*
39205 – *в каталоге «Пресса России»;*
60261 – *в каталоге «Почта России»*

УДК 669.187

С.А. Дубровский, А.А. Шипельников, Ю.Н. Петрикин
(Липецкий государственный технический университет)

Дендритная наследственность шихтовых материалов*

Статья посвящена наследственности свойств шихтовых материалов в металлургическом производстве с точки зрения дендритообразования, которая в настоящее время с учетом все повышающихся требований к качеству литой структуры отливок приобретает актуальное значение. Предложен неклассический подход к проблемам структурообразования отливок, который опирается на поликристаллическую теорию металлургических расплавов.

Clause is devoted to a theme of a heredity of properties charge materials in metallurgical manufacture from the point of view of charge formations which now, in view of all of raising requirements to quality of cast structure, gets an actual meaning. The nonclassical approach to problems of structurization of castings which leans on the polycrystalline theory of existence of metallurgical melts is offered.

Введение

Современный рынок машиностроения выдвигает жесткие требования к качеству литых деталей механизмов и машин. При использовании конструкционных серых и легированных чугунов первостепенная проблема качества заключается в неоднородности структуры по включениям графита и дендритным ликвациям, что приводит к значительному завышению припусков на обработку резанием и увеличению массы литых заготовок.

Отрицательное влияние дендритных включений на эксплуатационные качества литых деталей заключается в том, что в зонах, пораженных дендритной ликвацией, наблюдается сильная анизотропия свойств металлической основы. При структурообразовании в отливках из конструкционных чугунов наличие дендритных включений предопределяет выделение между ними кораллового графита, что приводит к повышению твердости и снижению прочности металлической матрицы. Термическая обработка отливок, пораженных дендритной ликвацией, к существенному улучшению структуры и свойств не приводит.

При кристаллизации доэвтектических чугунов дендрит аустенита представляет собой нерегулярное фрактальное образование в теле отливки, которое обладает свойствами масштабного самоподобия и иерархичностью форм.

Несмотря на многочисленность теорий о механизме образования дендритов, до сих пор нет единого мнения как о форме "зародыша" дендрита аустенита, так и о роли структуры жидкого расплава в развитии морфологии включения [1]. Действительно, химический состав чугуна и скорость кристаллизации дают возможность прогнозирования сценария кристаллизации расплава, но четкую взаимосвязь фактора переохлаждения с дендритизацией структуры проследить не удается. В ряде случаев, несмотря на доэвтектический состав чугуна и переохлаждение его расплава, кристаллизация протекает компактно (зернистая матрица), без образования зон с развитой дендритной ликвацией первичного аустенита, а различные формы кристаллов образуются в нечетко определенных специфических условиях.

Ранее проблема дендритообразования в нелегированных чугунах затрагивалась в работах Н.Г. Гиршовича. При микрозондировании осей дендритов и основной матрицы установлена аномальная ликвация кремния и некоторых других примесей, а образование кораллового графита связывали с распадом белой ледебуритной эвтектики без обоснования механизма явления.

Проблема дендритообразования в конструкционных чугунах тесно связана со структурой жидкого расплава вблизи температуры кристаллизации. Теории жидких расплавов условно можно разделить на квазигазовые (модель жестких сфер) и квазикристаллические (квазиполикристаллическая, квазихимическая, кластерная) [2].

* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 07-08-96-438Р Центра А.

Для выявления механизма формирования и роста дендритов, по мнению авторов, наиболее предпочтительна квазиполикристаллическая теория строения жидкого расплава, согласно которой при незначительных перегревах над температурой ликвидуса в расплаве существуют группировки атомов железа с ближним порядком (кластеры), которым в условиях объемной кристаллизации расплава энергетически выгодно объединяться в сложные поликристаллические конструкции.

Выдвигаемая в настоящей статье гипотеза заключается в том, что кластеры определяют структуры и свойства отливок путем проявления унаследованных свойств. Под термином *"наследственность свойств шихтовых материалов"* понимается способность расплава воспроизводить и предавать особенности организации структуры исходных материалов готовым отливкам.

Кластерная структура жидкого чугуна при небольшом перегреве над температурой ликвидуса грает главную роль в структурообразовании. Через качественное изменение нанообъектов расплава происходит передача структурных и физико-химических свойств от шихтовых материалов к готовым отливкам, при этом своего рода "генами" наследственности являются кластеры (или поликластеры) расплава, которые могут различаться по химическому составу, размерам и форме в зависимости от типа расплавляемой металлошихты.

Цели и задачи исследования

Цели исследования:

1) проверка предположения о склонности к дендритообразованию структуры как наследственном свойстве шихтовых материалов;

2) оценка эффективности технологических операций для управления процессом структурообразования чугунов.

Основные задачи исследования:

1) выявление закономерностей в морфологии дендритных включений путем анализа взаимосвязи видов дендритных включений с температурно-скоростными параметрами кристаллизации чугунов;

2) металлографический анализ структуры отливок: измерение геометрических параметров структурных составляющих кристаллов, количественный и качественный анализ строения дендритов;

3) определение взаимосвязи структуры чугунов с видом шихтовых материалов: анализ изменений количества перлитной фазы, морфологии дендритных и графитовых включений в зависимости от исходной структуры чушковых литейных чугунов;

4) определение влияния модифицирования и легирования на структурообразование чугунов в зависимости от исходных свойств структуры.

Методика исследования

Чугуны ПЛ1, Л5, СЧ03Ц01Б выплавляли в индукционной печи ИСТ0,16 с кислой футеровкой. Пробы чугунов заливали в клиновые песчаные формы (тепловая сушка) при температурах 1300...1650 °С с шагом 50 °С, время выдержки с постоянной температурой 10...12 мин. При использовании различных литейных чугунов температура выдержки и заливки составляла 1380...1400 °С. Модифицирование проводили в разливочном ковше литейным ферросилицием ФС75 в количестве 0,2 % от массы чугуна.

Металлографический анализ структуры чугунов проводили на темплетах из клиновых проб, вырезанных в одних и тех же местах, с расчетной скоростью охлаждения 10 и 30 °С/с на оптическом микроскопе Olimpus GX51 (увеличение 50...1000 раз).

Химический состав чугунов определяли на спектральной установке "ARL-3440". Использовали передельные (ПЛ1 группы I, класса А, категории 1) и литейные чушковые чугуны (Л5, группы II, класса А, категории 1).

Время опытных плавок составляло 60...80 мин. При индукционном переплаве белых и серых чушковых чугунов проводили печное легирование ферромарганцем ФМн78 и ферросилицием ФС45. Металлографическому анализу структуры при переплаве, легировании и модифицировании чугунов подвергали зоны проб со скоростью охлаждения 10...30 °С/с. Средний химический состав чугунов и шихтовка опытных плавок представлены в табл. 1.

Температуру чугунов замеряли погружной термопарой "Дижитемп" (тип "S"), температуру охлаждения

1. Химический состав чугунов и шихтовка экспериментальных плавок

Марка чугуна	C	Si	Mn	S	P	Cr	Количество плавок
				не более			
ПЛ1	3,8...4,0	1,0...1,2	0,2...0,4	<0,005	<0,08	<0,02	5
	Шихтовка плавок		ПЛ1 – 97,5 %; ФМн78 – 0,3 %; ФС45 – 2,2 % или кг/100 кг чугуна				
Л5	3,9...4,1	1,6...1,8	0,3...0,4	<0,019	<0,05	<0,01	7
	Шихтовка плавок		Л5 – 98,85 %; ФМн78 – 0,15 %; ФС45 – 1,0 % или кг/100 кг чугуна				
СЧ03Ц01Б*	3,6...3,8	1,9...2,2	0,4...0,6	<0,017	<0,080	<0,01	12

*Дополнительное легирование бором и церием в опытных плавках не проводили.

чугунов в форме – пирометром Raynger MX4. Статистическую обработку результатов экспериментальных работ проводили в программе Microsoft Excel 2003.

Результаты исследований и их обсуждение

В клиновых пробах, отобранных с переплава белых чугунов, габаритные размеры дендритов изменялись в диапазоне от 32×64 до 187×367 мкм. Наблюдали как единичное расположение крупных дендритов, так и колониальное расположение дендритов средних и малых размеров.

По результатам металлографического анализа составлена схема развития дендритов в зависимости от скорости охлаждения и температурного интервала заливки чугунов (рис. 1).

Выделенные на рис. 1 типы *1...3* характерны для структуры исходных литейных чугунов; типы *2, 4...8* – для структуры конструкционных чугунов.

Морфологию включений оценивали по следующим параметрам:

фактор изрезанности (ФИ) – показатель степени развития поверхности образования в металлографической плоскости шлифа;

фактор удлинения (ФУ) – характеристика степени протяженности включений в конкретном направлении;

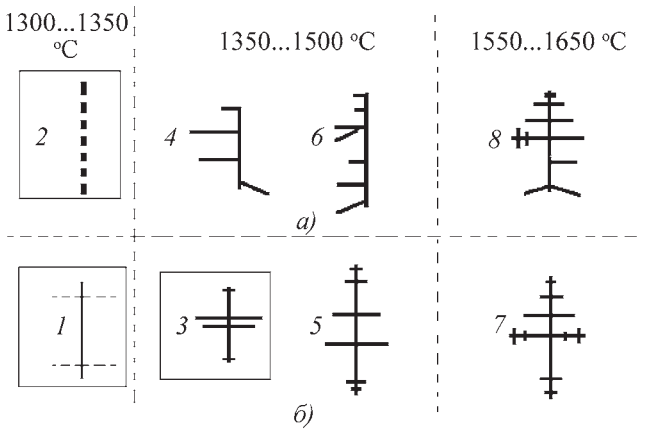


Рис. 1. Основные типы дендритов в структуре конструкционных чугунов при различных скоростях охлаждения:

а – расчетная скорость охлаждения ~30 °С/с: *2* – классический столбчатый дендрит; *4* – дендрит типа "гребешок" с определенной направленностью осей второго порядка; *6* – дендрит типа "елочка" с раздвоенными и наклонными осями второго порядка; *8* – дендрит типа "елочка" с развитыми осями третьего порядка и наклонными осями второго порядка;

б – расчетная скорость охлаждения ~10 °С/с: *1* – дендрит типа "крест" с недостроенными осями второго порядка; *3* – дендрит типа "самолетик"; *5* – классический древообразный дендрит; *7* – классический древообразный дендрит с развитыми осями третьего порядка

фактор компактности (ФК) – характеристика отношения занимаемой площади к периметру;

круглый фактор формы (КФФ) – характеристика степени приближения к правильной округлой форме.

Соответственно, по условной шкале от 0 до 1 бóльшие значения параметров ФИ и ФК говорят о высокой степени развития включений при малой степени разбросанности, что косвенно указывает на нелинейный, спонтанный характер их образования. Следует подчеркнуть, что значения ФИ и ФК больше 0,5 характерны для конгломератов газошлаковых включений и скоплений спелеобразного графита, которые при резком охлаждении чугуна коагулируют с очень высокой скоростью, как правило, только в определенных зонах отливок (например, в местах, противоположных подводу питания, наиболее подверженных влиянию турбулентных потоков металла). Значение параметра ФУ более 0,5 при низком значении ФИ, вероятнее всего, говорит о последовательном развитии (укрупнении) включения в строго определенном направлении.

Дендриты типов *1, 3...8* имеют следующие параметры морфологии: 0,60±0,13 ФИ; 0,68±0,10 ФУ; 0,56±0,06 ФК; 0,37±0,09 КФФ. Таким образом, можно выделить два типа иерархических рядов: для скорости охлаждения 10 °С/с в диапазоне температур 1350...1650 °С и для скорости 30 °С/с в диапазоне 1350...1500 °С.

Следует отметить, что появление классических столбчатых дендритов (тип *2*) наблюдается практически в любых пробах чугунов вплоть до температур 1500 °С; они выделяются вслед за зоной с пластинчатым цементитом (ориентация кристаллов четко направлена вдоль теплоотвода), что обусловлено изменением химического состава фаз при последовательной кристаллизации расплава. Более того, морфология столбчатых включений резко отличается от остальных дендритов: 0,49±0,10 ФИ; 0,75±0,08 ФУ; 0,20±0,12 ФК; 0,10±0,05 КФФ. В рамках фрактально-кластерной теории образования дендритов столбчатые кристаллы можно классифицировать как "псевдодендриты" – классические разносные зерна аустенита.

Выделим две формы структурных составляющих дендритов: полигонические и округлые зерна, которые имеют четко выраженную границу раздела. При больших увеличениях (×1000) наблюдали мозаично-зернистое строение тела дендрита, причем максимальный размер зерен полигонической формы достигал значений 20 мкм, а максимальный размер зерен округлой формы – 5 мкм. Зерна округлой формы чаще всего находятся на стыке более крупных зерен и практически всегда вдоль осей первого порядка (рис. 2).

Среднестатистический размер зерен округлой формы составил 3,5 мкм, а полигонических – 9,3 мкм (рис. 3).

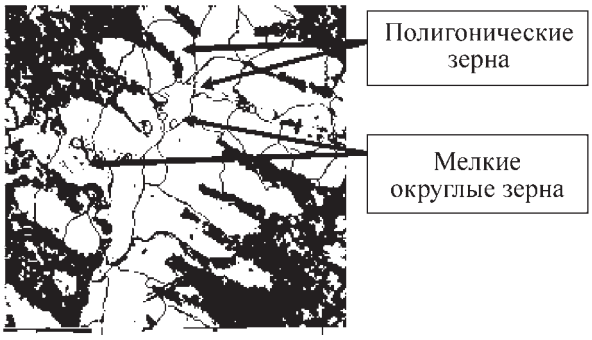


Рис. 2. Дендрит аустенита (тип *5*) в пробе чугуна, ×1000

Обнаружить округлые зерна размерами более 5 мкм не удалось. Общее количество зерен округлой формы составило 5...15 % от общего числа (394 зерна).

Количество выявленных полигонических зерен в различных дендритах неодинаково (средние результаты):

для типа *1* – 17 зерен при размере дендрита ~32×64 мкм;

для типа *2* – 15 зерен/100 мкм длины;

для типа *3* – 59 зерен при размере дендрита ~187×360 мкм;

для типа *4* – 22 зерна при размере дендрита ~73×214 мкм.

Увеличение размеров дендритов происходит не за счет увеличения размеров полигонических зерен, а за счет увеличения их количества (рис. 4).

Роль скорости кристаллизации состоит в том, что с увеличением времени охлаждения сплава наблюдается образование крупных дендритов высших типов (с *5*-го по *8*-й) и одновременно увеличивается доля зерен округлой формы до 15 %, причем эта закономерность особенно четко проявляется при повышенных температурах выдержки чугунов.

При небольшом перегреве расплава образуются дендриты низших рангов (типа "самолетик" и "гребешок"), в которых количество округлых зерен не превышает 5 %. В дендритах *1*-го и *2*-го типов зерна округлой формы не обнаружены. Средний размер округлых зерен смещается от 2 мкм (в интервале 1350...1450 °С) до 4 мкм, при температурах заливки 1500...1650 °С. Увеличение времени выдержки сплава в твердожидкой фазе приводит как к укрупнению и развитости дендритов, так и к укрупнению и увеличению количества зерен округлой формы. При этом средний размер полигонических зерен остается неизменным.

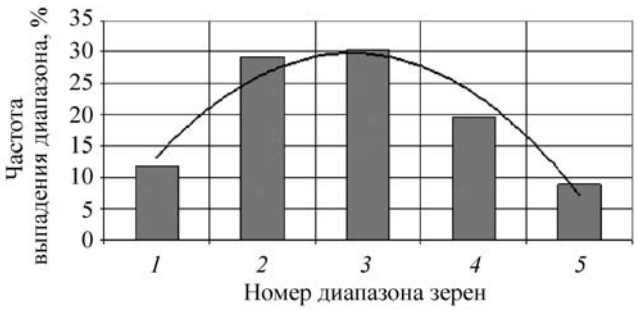


Рис. 3. Распределение диапазонов максимального размера многогранных зерен:
1 – 1...4 мкм; *2* – 4...8 мкм; *3* – 8...12 мкм; *4* – 12...16 мкм; *5* – 16...20 мкм

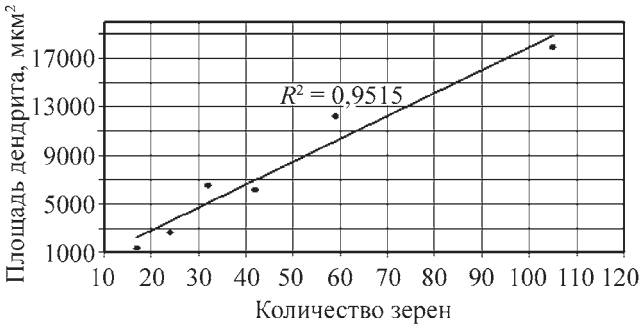


Рис. 4. Зависимость площади включений дендритов от количества зерен

На основе изложенного можно утверждать, что для расплавов на основе железа дендритообразование не начинается с единого "зародыша" в силу следующих причин:

1) жидкий чугун содержит огромное количество микро- и нанопримесей, которые влияют на величину переохлаждения расплава и образование зон с неоднородным (переменным) составом, из-за чего дендрит не растет в строго определенном направлении;

2) металлографический анализ литой структуры показал, что в зависимости от скорости охлаждения и структуры исходных шихтовых материалов образуются различные дендритные включения как по размерам, так и по конфигурации, а в ряде случаев дендриты вообще не образуются, несмотря на доэвтектический состав и переохлаждение жидкого чугуна;

3) при увеличении степени развития осей дендрита ветвление не происходит через одинаковые линейно-размерные промежутки;

4) скорость охлаждения определенных зон отливок в диапазоне температур от 1100 до 800 °С может составлять более 30 °С/с (в условиях объемной кристаллизации), при этом протяженность отдельных включений дендритов достигает 400 мкм, с площадью более 20 000 мкм^2, что противоречит представлениям о последовательном росте дендритов.

Таким образом, термин "дендрит" при кристаллизации конструкционных чугунов необходимо понимать как общее описание сложного поликристаллического образования на базе кластеров железа, которое не относится к скелетным кристаллам. При этом дендриты являются макроскопическим выражением кластерных структур, т.е. дендриты аустенита и, например, дендриты мультиполярных нейронов, могут иметь различный механизм образования; единствен-

ным сходством в этом случае является фрактальность образований.

В условиях объемной кристаллизации возникают необходимые условия для мгновенной коалесценции кластеров железа, причем большое количество неметаллических включений и искусственное модифицирование чугуна обеспечивают автокаталитическое развитие процесса дендритообразования. Предлагаемый механизм объясняет флуктуационный характер большинства форм дендритов.

Результаты экспериментальных работ с различными шихтовыми материалами при скоростях охлаждения исследуемых зон проб от 10 до 30 °С/с представлены в табл. 2.

При использовании в шихте серых чугунов выплавляемый сплав более склонен к улучшению структуры при легировании и модифицировании, чем при переплаве белых чугунов, несмотря на идентичный химический состав (разница по эвтектичности чугунов не превышает 5 %, см. табл. 1) и одинаковую скорость кристаллизации. В пробах серых чугунов, отобранных после переплава и легирования, обнаружено незначительное количество дендритов низших типов, причем после модифицирования расплава дендритные зоны практически исчезают.

Существенным недостатком серых чушковых чугунов является увеличение склонности к образованию спелеобразного графита, газошлаковых включений в структуре, что, впрочем, легко устраняется термовременной обработкой расплава и правильным выбором химического состава на конкретную номенклатуру отливок.

Сплавы, выплавленные из белых чугунов, более склонны к дендритообразованию, но имеют меньшую склонность к чистому отбеливанию структуры. При скоростях кристаллизации более 30 °С/с вслед за незначительной зоной чистого отбела следует не переходная зона половинчатого чугуна, а непосредственно участок с дендритным расположением графита, при этом доля ферритной фазы может достигать 90 %. В зонах, пораженных дендритной ликвацией, обнаружены практически все известные типы поликристаллов, особенно характерно наличие колоний включений типа "самолетик", которые присутствуют в исходной структуре белых чугунов. Данная наследственность структуры сохраняется и при последующем модифицировании чугуна, но количество дендритов на единицу площади шлифа уменьшается на 15...25 % (см. табл. 2).

В идентичных температурных и технологических условиях производства одинаковые по химическому составу, но разные по истории происхождения, конструкционные чугуны проявляют неодинаковую структурную наследственность: сплавы из белых чугунов имеют меньшую склонность к переохлаждению, но повышенную способность к дендритообразованию (в ряде случаев – к сквозной дендритизации матрицы), чем при переплаве серых литейных чугунов.

Таким образом, допустимый технологический перегрев, модифицирование и легирование чугунов приводят к изменениям параметров кластеров железа, но полностью уничтожить устойчивые наследственные особенности последних не в состоянии. Поэтому некоторым видам шихтовых материалов (в черной металлургии – литейный чугун, стальной и оборотный лом и др.) всегда будет сопутствовать определенная наследственность структуры и свойств, которая отражается на качестве литых деталей.

2. Структура чугунов

Исходная структура	Индукционный переплав	Легирование	Легирование+модифицирование
Белый чугун (ПЛ1): ПГф3, ПГд90-750; основа – ледебурит с остаточными дендритами аустенита типов *1...3*	ПГф1, ПГд15-180 (междендритный), ПГр2, ПГ10; большое количество дендритов типов *2* и *3*; зона чистого отбела менее 0,5 мм	ПГф1, ПГд15-45 (междендритный), ПГр8, ПГр9, ПГ10; зона чистого отбела 1,0...1,5 мм; большое количество дендритов типов *2*, *3–6*. Основа – до П92	ПГф1, ПГф2, ПГд15-45 (междендритный), ПГр4, ПГр9, ПГ10-12; большое количество дендритов типов *3...8**; зона чистого отбела – менее 0,5 мм; основа – до П92
Серый чугун (Л5): ПГф1, ПГ45-90, ПГр3, ПГ10. Основа – пластинчатый перлит	ПГф1, ПГф2, ПГд15-90 (междендритный), ПГр2, ПГр3, ПГ8; незначительное количество дендритов типа *2*; зона чистого отбела 2...3 мм	ПГф1, ПГд25-180, ПГр3, ПГ10; незначительное количество дендритов типов *2, 4* и *5*; зона чистого отбела 3...3,5 мм; основа – до П40	ПГф1, ПГд45-180, ПГр3, ПГ10-12; дендриты не обнаружены; зона чистого отбела менее 0,5 мм; основа – до П40

*При модифицировании количество дендритов на единицу площади уменьшается.

Выводы

Склонность конструкционных чугунов к дендритообразованию является унаследованным свойством литейных чушковых чугунов, причем влияние легирования и модифицирования на структуру сильнее проявляется при переплаве серых литейных чугунов с пластинчатым перлитом, тогда как сплавы, полученные из белых (ледебуритных) чугунов с перлитной основой и незначительной склонностью к переохлаждению имеют повышенную способность к дендритообразованию.

Дендриты железа не являются монокристаллами, растущими из одного центра, а представляют собой фрактальные поликристаллические образования из кластеров возрастающих рангов.

Образующиеся при кристаллизации различные типы дендритов можно выстроить в иерархические ряды с возрастанием сложности строения; при этом общий морфологизм включений не изменяется. Иерархические ряды дендритов ранжируются по скорости кристаллизации и степени переохлаждения чугунов: каждой скорости охлаждения в определенном диапазоне температур соответствует свой "архетип" дендрита, т.е. определенный порядок организации кластеров железа. При этом столбчатые кристаллы, относившиеся ранее к дендритам, таковыми не являются, а представляют собой монокристаллические образования с последовательно-ориентированным механизмом кристаллизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Третьяков Ю.Д.** Дендриты, фракталы и материалы // Соросовский образовательный журнал. 1998. № 11. С. 96–102.

2. **Еланский Г.Н., Еланский Д.Г.** Строение и свойства металлических расплавов: учеб. пос. для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: МГВМИ, 2006. 228 с.

Сергей Андреевич Дубровский, д-р техн. наук;
Алексей Александрович Шипельников, инженер;
Петрикин Юрий Николаевич, канд. техн. наук

Е.Н. Ерёмин, Ю.О. Филиппов, А.Е. Ерёмин, А.С. Лосев
(Омский государственный технический университет)

Дендритная ликвация и структура жаропрочного сплава, модифицированного ультрадисперсными частицами тугоплавких соединений

Рассмотрено влияние ультрадисперсных частиц карбонитрида титана на дендритную ликвацию и структуру сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б. Показано, что модифицирование приводит к уменьшению расстояния между осями дендритов второго порядка от 43 до 19 мкм и снижению коэффициентов ликвации основных легирующих элементов в 1,6...1,9 раза, что приводит к повышению длительной прочности сплава в 2,6...3,4 раза.

Influence of superdispersed particles of titanium carbonitride on dendrite liquation and the structure of Kh10N60K10V10Yu5T3M2B alloy is shown. Modifying is shown to lead to the reducing of the distance between the dendrite axes of the second level from 43 to 19 μm and the decreasing of liquation coefficients of main alloying elements in 1,6...1,9 times. It increases the continuous strength of alloy in 2,6...3,4 times.

Дендритная структура и ликвация легирующих элементов оказывают большое влияние на термическую стабильность литого металла заготовок из жаропрочных сплавов. Для повышения эксплуатационных характеристик таких сплавов применяют модифицирование металлических расплавов дисперсными частицами тугоплавких соединений [1–3]. В то же время влияние указанного модифицирования на дендритную ликвацию и структуру жаропрочных сплавов изучено недостаточно.

Никелевые жаропрочные сплавы имеют специфическую структуру, сложный химический и фазовый состав. Формирование структуры при кристаллизации начинается с образования дендритной ветви, которая берет начало от зародыша или затравки и по мере кристаллизации своими многочисленными ветвлениями прорастает на весь объем расплава. При встрече с препятствием отдельно взятый дендрит расщепляется [4]. Таким препятствием может служить твердое включение, а также область повышенной концентрации, искусственно созданной в расплаве [5].

При модифицировании ввод в расплав дисперсной твердой фазы искажает локальное температурное и концентрационное поле [5], что обусловливает

нарушение столбчатой структуры. Если плотность дисперсной фазы велика, то вместо дендритной структуры формируется почти изотропная поликристаллическая структура, составленная из фрагментов раздробленных дендритов.

Таким образом, ввод дисперсной фазы, обусловливающий создание в расплаве включений с концентрацией и температурой, отличными от основного расплава, не дает возможности формирования столбчатой структуры. При этом изменения градиента температур и скорости перемещения фронта кристаллизации существенным образом влияют не только на дендритную структуру, но и на дисперсность составляющих и фазовый состав жаропрочных сплавов.

Дендритную структуру принято характеризовать дисперсностью – средним расстоянием между осями дендритов второго порядка и плотностью, которую в данной работе определяли по отношению суммарных длин отрезков осей и межосных пространств, выявляемых микрорентгеноспектральным методом. Неодновременность кристаллизации металла в межосных пространствах создает ликвационную неоднородность по химическому составу.

В качестве объекта для изучения вышеописанных процессов выбрали хромоникелевый сплав Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б. Отливки получали электрошлаковым литьем с донным сливом расплава в литейную форму [6]. Для модифицирования использовали ультрадисперсный порошок карбонитрида титана с размером частиц 0,01...0,1 мкм [7]. Модификатор получали смешиванием порошковых компонентов с последующим холодным прессованием в таблетки, которые вводили в жидкий металл, накопленный в водоохлаждаемой медной плавильной емкости.

При изучении дендритной структуры жаропрочного сплава установили, что с увеличением добавок модификатора расстояние между осями дендритов второго порядка уменьшается от 43 до 21 мкм (рис. 1). Плотность дендритной структуры возрастает от 1,2 до 1,7, дисперсность увеличивается в 2,3 раза.

В связи с этим можно ожидать меньшее развитие дендритной ликвации. На практике ликвация в сложных сплавах достаточно полно характеризуется соотношением концентраций элемента в пределах дендритной ячейки – $K_л = C_м/C_о$, где $K_л$ – коэффициент ликвации; $C_м$, $C_о$ – концентрация элемента в межосном пространстве и оси дендрита соответственно.

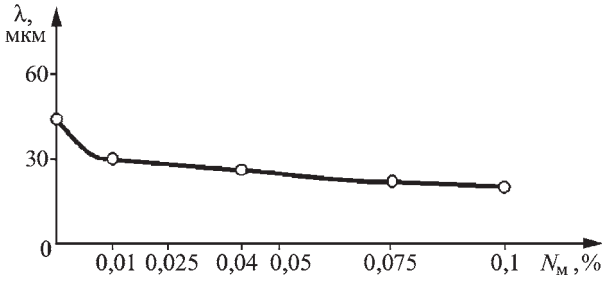


Рис. 1. Зависимость расстояния между осями дендритов второго порядка λ в сплаве Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б от концентрации частиц инокулятора $N_м$

В таблице приведены коэффициенты ликвации по основным легирующим элементам сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б. Исследования проводили на рентгеновском микроанализаторе MS-46 "Cameca" по методике Г.В. Бердичевского (Нахождение концентрации элементов при количественном спектральном микроанализе минералов // Геология и геофизика. 1977. № 3. С. 153–157). Результаты измерений усредняли по 3–5 точкам. Максимальное отклонение по измеряемым элементам составило 0,2 % мас. Для идентификации фаз использовали также метод фазового физико-химического анализа.

Объемную долю γ′-фазы определяли методом количественного электролитического разделения фаз с последующим перерасчетом массовых долей в объемные. Для установления взаимосвязи между структурными параметрами и жаропрочностью сплава определяли время до разрушения образцов при испытаниях на длительную прочность при 975 °С и напряжении 230 МПа.

Из таблицы следует, что направление ликвации алюминия, титана, ниобия – прямое, кобальта и вольфрама – обратное. Хром в присутствии титана и ниобия меняет знак ликвации на обратный. Дендритная ликвация алюминия и хрома незначительна и они равномерно распределены между осями и межосными пространствами. Ликвация ниобия и титана достаточно велика.

Если легирующий элемент имеет коэффициент распределения $K_л > 1$, то он концентрируется в межосных пространствах, и наоборот, – оси дендритов обогащены элементами при $K_л < 1$. В соответствии с этим γ′-образующие элементы, такие как алюминий, титан, ниобий, оттесняются в межосные пространства, а вольфрам и кобальт концентрируются преимущественно в осях дендритов.

Повышенное содержание более сильных, чем вольфрам, γ′-образующих элементов (алюминия, ниобия и титана) приводит к замещению вольфрама в составе γ′-фазы и выделению его в виде самостоятельных фаз. В результате выделяется большое количество

Коэффициент ликвации $K_л$ основных легирующих элементов сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б

Состояние сплава	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W
Немодифицированный	1,07	1,8	0,93	0,90	1,1	2,26	1,07	0,68
Модифицированный	1,04	1,1	0,95	0,95	1,06	1,22	1,05	0,76

эвтектики ($\gamma - \gamma'$), обедненной вольфрамом, которая располагается в межосных пространствах.

Известно, что граница "эвтектика ($\gamma - \gamma'$) – матрица" обладает повышенной диффузионной проницаемостью по сравнению с самой матрицей сплава (Бокштейн С.З. Диффузионные параметры границ фаз γ/γ' в сплаве на никелевой основе // ДАН СССР. 1980. Т. 253. № 6. С. 1337). При большом количестве эвтектики значительная часть межосных пространств занята фазой с повышенной диффузионной проницаемостью, вследствие чего длина свободного пробега дислокаций уменьшается. Поэтому выделяющиеся в межосном пространстве фазы, обогащенные вольфрамом, обедняют их состав, что снижает жаропрочность сплава.

Вследствие значительной ликвации элементов и скопления их в карбидах эвтектики, обедняется твердый раствор и уменьшается количество γ'-фазы до 46 %, что также оказывает существенное влияние на понижение параметров жаропрочности.

После модифицирования элементы Ti, W, Nb, Co, имеющие высокую склонность к ликвации, перераспределяются более равномерно, обеспечивая заметное выравнивание состава между осями дендритов и межосными участками (рис. 2).

При этом наблюдается тенденция к формированию более однородной структуры по сравнению с немодифицированным сплавом.

Уровень ликвационной неоднородности и размер дендритной ячейки определяют оптимальный режим гомогенизации сплава. М. Флемингс установил, что время гомогенизации τ сплава в однофазной области

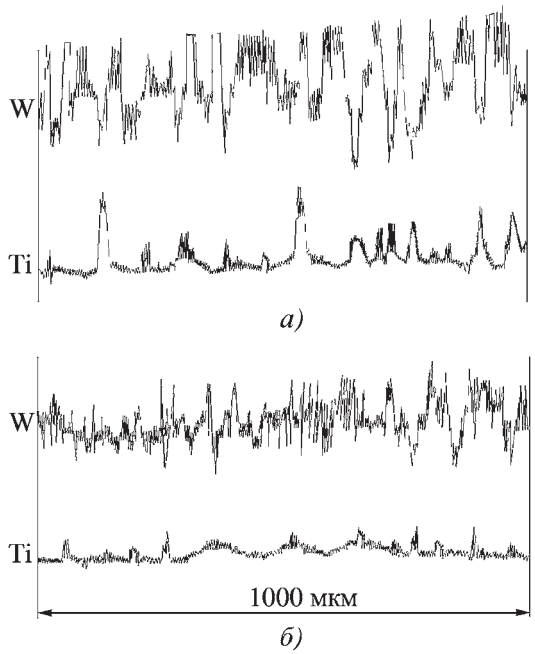


Рис. 2. Распределение вольфрама и титана в осях дендрита и междендритных участках сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б: *а* – немодифицированный; *б* – модифицированный

связано с параметром дендритной ячейки соотношением $\tau = A\lambda^2$, где в постоянную A входит коэффициент диффузии наиболее медленно диффундирующего элемента в сплаве. Следовательно, в сплавах, закристаллизованных с большими скоростями охлаждения и имеющими, соответственно, малые междендритные расстояния, что имеет место при модифицировании, время гомогенизации, необходимое для выравнивания ликвационной неоднородности химического состава сплава, может быть сокращено.

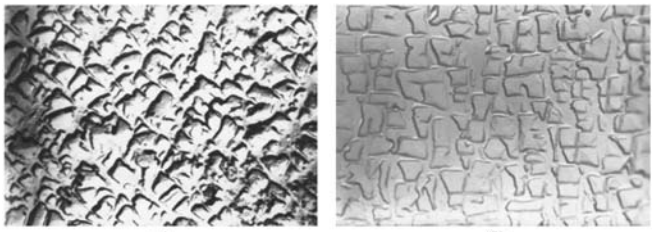
Время растворения эвтектической γ'-фазы в процессе термообработки зависит также от междендритного расстояния: чем меньше λ, тем дисперснее островки γ'-эвтектики. Поэтому полное растворение неравновесной эвтектики происходит быстрее в сплавах с малым междендритным расстоянием.

Из полученных в работе А.Я. Шиняева (Диффузионные процессы в сплавах. М., 1975) значений коэффициентов диффузии для легирующих атомов и примеси следует, что минимальная их величина относится к наиболее сложнолегированным сплавам. Усиление легирования сплава тугоплавкими соединениями приводит к уменьшению коэффициентов диффузии, особенно параметров граничной диффузии (по данным С.З. Бокштейна).

Изменение параметров граничной диффузии прежде всего может быть связано с изменением кристаллографической ширины границ зерен. Обладая высокой диффузионной проницаемостью и сравнительно низкой энергией активации миграции атомов, границы зерен обнаруживают также зависимость этих параметров от угла разориентировки θ, что связано с изменением их строения. При этом увеличение разориентации до 45° (для металлов с кубической решеткой) ведет к снижению энергии активации процесса граничной диффузии и повышению диффузионной проницаемости границы (по данным С.З. Бокштейна). Роль этих процессов в формировании структуры сплава зависит от модифицирования. Без добавок частиц в литом металле формируются преимущественно большеугловые границы между кристаллами с $\theta = 25...30°$.

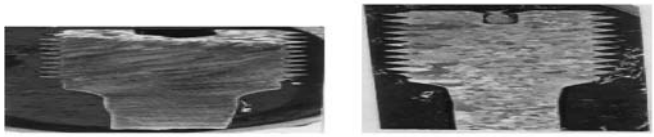
Ввод в расплав сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б дисперсных частиц карбонитрида титана изменяет процесс формирования вторичных границ и приводит к образованию малоугловых разориентировок между кристаллитами с $\theta = 8...12°$. Трансформация высокоугловых границ в малоугловые в результате модифицирования приводит к ощутимой утрате ими активности не только как мест образования центров рекристаллизации, но и как потенциальных мест образования карбидов.

В процессе выдержки при длительных испытаниях в структуре наблюдается γ'-фаза в виде дискретных частиц различной формы. В нерекристаллизованных областях немодифицированного сплава сохраняется повышенная плотность дислокаций; выделяющиеся



а) *б)*

Рис. 3. Морфология γ′-фазы в образцах после длительных испытаний, ×10 000:
а – без модифицирования; *б* – с модифицированием



а) *б)*

Рис. 4. Макроструктура образцов после длительных испытаний, ×1:
а – без модифицирования; *б* – с модифицированием

γ′-частицы глыбообразны и не обусловливают когерентную связь γ и γ′ фаз (рис. 3, *а*).

В рекристаллизованных областях модифицированного сплава выделяющиеся частицы γ′-фазы когерентны с матрицей и имеют кубическую форму оптимального размера (рис. 3, *б*), что свидетельствует о резком торможении рекристаллизационных процессов и обеспечении максимальной длительной прочности. Прямым следствием торможения рекристаллизации в модифицированном сплаве является уменьшение среднего размера зерна (рис. 4).

Таким образом, структура модифицированного сплава состоит из двух когерентно связанных фаз: γ-твердого раствора и частиц дисперсной γ′-фазы кубической формы, однородных по составу и размеру в осях и межосных пространствах. При этом модифицирование активизирует диффузионные процессы в расплаве и тем самым способствует более полному устранению ликвации.

Диффузия является основой развития процессов на границах и в объеме зерна при повышенных температурах, поэтому можно сказать, что термическая стабильность жаропрочных никелевых сплавов с модифицированной структурой будет возрастать. Исследования показали, что такие изменения структуры литого модифицированного сплава Х10Н60К10В10Ю5Т3М2Б приводят к увеличению времени до разрушения при испытаниях на длительную прочность в 2,6–3,4 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Фаткулин О.Х., Офицеров А.А.** Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов дисперсными частицами тугоплавких соединений // Литейное производство. 1993. № 4. С. 13–14.
2. **Еремин Е.Н., Жеребцов С.Н.** Центробежное электрошлаковое литье фланцевых заготовок с применением инокулирующего модифицирования // Современная электрометаллургия. 2004. № 3. С. 15–17.
3. **Седельников В.В.** Структура образования кристаллизующихся систем при модифицировании их ультрадисперсными порошками // Литейное производство. 2005. № 1. С. 2–5.
4. **Федоров О.П., Овсиенко Д.Е., Кривошей Н.Б.** О механизме преобразования ветвей дендритов двухкомпонентного сплава // Металлофизика. 1987. Т. 9. № 2. С. 68–75.
5. **Кириевский Б.А., Герштейн Г.И., Фёдоров О.П.** Влияние концентрационных и температурных неоднородностей в расплаве на изменение литой структуры // Литейное производство. 1989. № 3. С. 3–4.
6. **Еремин Н.Н., Филиппов Ю.О., Еремин А.Е., Лосев А.С.** Совершенствование технологии изготовления изделий из жаропрочных сплавов // Технология машиностроения. 2007. № 6. С. 10–11.
7. **Ерёмин Е.Н.** Применение электрошлакового переплава для регенерации отходов жаропрочных сплавов // Современная электрометаллургия. 2005. № 2. С. 23–27.

Евгений Николаевич Ерёмин, д-р техн. наук;
Юрий Олегович Филиппов, инженер;
Андрей Евгеньевич Ерёмин, инженер;
Александр Сергеевич Лосев, инженер

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4/1, стр. 3
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: zpm@mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (495) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Погорелова Т.Н.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 29.11.07 г. Подписано в печать 22.01.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,05. Заказ 67. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.

Поздравляем!

Бориса Степановича Мороза

доктора технических наук, профессора

с 65-летием

Борис Степанович Мороз родился в рабочей семье в г. Ростов-на-Дону. В 1960 г. он окончил с золотой медалью среднюю школу и начал трудовую деятельность штамповщиком завода "Ростсельмаш", где его отец в довоенное время работал кузнецом. Впоследствии работал слесарем на заводе № 1 Учебного оборудования, прессовщиком на Белокалитвинском металлургическом заводе, служил в Советской Армии. В 1970 г. окончил с отличием Ростовский-на-Дону институт сельскохозяйственного машиностроения (РИСХМ) по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением" (МиТОМД).

В 1970 – 1971 гг. работал инженером научно-исследовательского отдела кафедры "МиТОМД", в 1974 г. защитил кандидатскую диссертацию. С 1974 г. по настоящее время Б.С. Мороз работает на кафедре "МиТОМД" Донского государственного технического университета (до 1992 г. – РИСХМ), где прошел путь от ассистента до профессора. В 1984 – 1986 гг. был деканом по работе с иностранными студентами, аспирантами и стажерами, с 1994 г. работает заведующим кафедрой.

Борис Степанович Мороз – известный ученый в области прессования с активным действием сил трения. Им внесен значительный вклад в теорию и технологию этого процесса, предложены варианты конструктивных решений специализированного оборудования, установлены особенности обратного прессования, открыт эффект полезного действия сил трения при малых относительных смещениях заготовки и инструмента. В 2000 г. он защитил докторскую диссертацию. В настоящее время Б.С. Мороз активно занимается анализом процессов прессования и выдавливания на основе их математического моделирования.

Борис Степанович повышал свою научную квалификацию в Венском и Берлинском технических университетах, с 1993 г. ведет совместную научную работу с Исследовательским центром прессования Берлинского технического университета.

Б.С. Мороз является автором более 150 публикаций, в числе которых научные статьи в отечественных и зарубежных журналах, 1 монография, 3 учебных пособия, авторские свидетельства на изобретения СССР, патенты РФ. Под его руководством защищены кандидатские и магистерские диссертации.

Активную научную работу Б.С. Мороз сочетает с преподавательской деятельностью. Как заведующий кафедрой "МиТОМД" много сил вложил в поддержку работоспособности лабораторий кафедры, в создание вычислительной базы, совершенствование учебного процесса. Он постоянно привлекает к научной работе студентов. Под его руководством более 120 выпускников кафедры защитили дипломные проекты.

Б.С. Мороз является членом диссертационного совета, членом редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении", активно занимается спортом: неоднократно был призером первенств вуза и города Ростова-на-Дону по бадминтону.

Многолетняя научная, педагогическая и общественная деятельность Б.С. Мороза отмечена знаками Министерства Высшего образования СССР "За отличные успехи в работе", Министерства образования РФ "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации", знаком "Изобретатель СССР", медалью "Ветеран труда".

Коллектив редакции и редакционная коллегия поздравляют
Бориса Степановича Мороза!
Желаем здоровья, благополучия, счастья и успехов
в профессиональной деятельности!