ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 4 апрель 2009

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.
СЕРИКОВА Е.А.

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.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
ГАНЖЕНКО А.Г.

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.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Чайкин А.В., Вольнов И.Н., Чайкин В.А., Малихин В.М. Использование моделирования и методов математической статистики для анализа процесса модифицирования чугуна 3

Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н. Усовершенствование технологии получения точных отливок по выплавляемым моделям 9

Зябкин О.В., Кусков В.Н., Потапов Д.А., Крылов А.П. Влияние параметров импульсной сварки методом STT на тепловыделение и структуру соединения . . . 13

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

Кузнечно-штамповочное производство

Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А., Елхов В.А., Доценко Д.В., Безкоровайнов А.Г. Отбортовка горловины на трубных заготовках 17

Марьин С.Б. Возможности применения эластичных и сыпучих материалов для изготовления деталей из трубных заготовок в промышленности. 23

Яковлев С.С., Поликарпов Е.Ю. Технологические параметры процесса реверсивной вытяжки осесимметричных деталей с фланцем из анизотропного материала. 25

Фатеев В.И. Определение температурных полей в полом водоохлаждаемом осесимметричном пуансоне горячего прессования 31

Прокатно-волочильное производство

Сметанин С.В. Исследование технологии прокатки и напряженно-деформированного состояния трамвайных желобчатых рельсов 35

Стулов В.В., Одиноков В.И., Черномас В.В., Дербеткин А.А., Макаров С.С. Повышение надежности и эффективности работы кристаллизатора установки литейно-ковочного модуля за счет совершенствования системы его охлаждения . . 38

Материаловедение и новые материалы

Фигуровский Д.К. Влияние электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации на структуру и механические свойства проволоки из латуни Л63 41

Гукасян В.С., Петросян А.С. Исследование механических свойств композиционных материалов, армированных дискретными волокнами. 47

Информация

Карабанов В.В., Бохоров И.О. Развитие способа пайки металлов 52

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", 2009

SCIENTIFIC
TECHNICAL
AND PRODUCTION
JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 4 April 2009

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

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

Editorial Assistants:
KLEYZER P.E.
SERIKOVA E.A.

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.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
GANZHENKO A.G.

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.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Chaykin A.V., Volnov I.N., Chaykin V.A., Malikhin V.M. Research of the iron inoculation process using the methods of mathematical statistics and simulation 3

Sapchenko I.G., Zhilin S.G., Komarov O.N. Improvement of technology of precise casting on melted models 9

Zyabkin O.V., Kuskov V.N., Potapov D.A., Krylov A.P. Influence of pulse welding parameters by method STT on thermal emission and structure of join 13

Krainev A.F. Technique of plastic products manufacture in historical and logical evolution (2-nd and 3-d pages of cover)

Forging and Stamping Productions

Lukyanov V.P., Matkava I.I., Boiko V.A., Elkhov V.A., Dotsenko D.V., Bezkorovainov A.G. Flanging of pipe billets opening 17

Maryin S.B. Feasibilities of elastic and loose materials for component parts manufacturing from tubular billets in industry 23

Yakovlev S.S., Polikarpov E.Yu. Technological parameters of reverse drawing process of axisymmetric flanged details from the anisotropic material 25

Fateev V.I. Determination of thermal fields in water-cooled hot-pressing axisymmetric hollow punch 31

Rolling and Drawing Productions

Smetanin S.V. Investigation rolling technology and effort-deformation condition tramway guard rail 35

Stulov V.V., Odinokov V.I., Chernomas V.V., Derbetkin A.A., Makarov S.S. The reliability growth and effectiveness increase of productivity of Casting-Forging Module mold at the expense of it cooling system perfection 38

Physical Metallurgy and New Materials

Figurovsky D.K. Influence of the electromagnetic stirring during the crystallization on the structure and mechanical properties of brass L63 wire 41

Gukasyan V.S., Petrosyan A.S. Study of composite material mechanical properties reinforced by discrete fibres 47

Information

Karabanov V.V., Bokhorov I.O. Development of metals soldering method 52

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", 2009

А.В. Чайкин *(МГТУ им. Н.Э. Баумана),*
И.Н. Вольнов *(ЗАО "Русская промышленная компания", г. Москва),*
В.А. Чайкин *(филиал МГОУ, г. Сафоново),*
В.М. Малихин *(ОАО "Чебоксарский агрегатный завод")*

Использование моделирования и методов математической статистики для анализа процесса модифицирования чугуна

Эффективность дисперсных модификаторов теоретически обоснована и подтверждена моделированием процесса. Оптимизированы технологические параметры модифицирования. Разработки внедрены в производство с экономическим эффектом.

Efficiency of dispersed inoculants is theoretically substantiated and proved by the process simulation. Technological characteristics of inoculation process are optimized. Designs are introduced into the production with saving rate.

Ключевые слова: серый чугун; модифицирование; моделирование; статистический анализ; регрессионный анализ.

Key words: gray cast iron; modification; modeling; statistical analysis; regression analysis.

Постановка и анализ проблемы. Чугунные заготовки составляют более 70 % общего объема выпуска отливок. Сложность чугуна как физико-химической системы значительно затрудняет создание технологий получения стабильных заданных свойств чугуна в отливках. Активно воздействовать на формирование этих свойств можно в процессах: шихтовки, плавки, термической и внепечной обработок.

Структура шихтовых материалов для выплавки чугуна изменяется из года в год в сторону сокращения объемов применения литейных доменных чугунов и замены их передельными, увеличения в шихте стального лома, что способствует повышению прочностных характеристик металла, так как в данном случае дисперсность графита максимальна. Однако во всех перечисленных случаях возникает повышенная склонность чугунов к усадке, отбелу, что влечет за собой повышение их твердости. Большое разнообразие способов выплавки чугуна, номенклатуры отливок по массе, их разностенность требуют создания и всестороннего изучения комплексного модификатора.

ОАО "Чебоксарский агрегатный завод" освоил производство отливки "клин фрикционный" (рис. 1) из серого чугуна СЧ30. Чугун фрикционных клиньев должен иметь перлитную металлическую матрицу. Присутствие цементита как структурной составляющей не допускается.

Несмотря на жесткий контроль параметров заливки, в отдельных партиях отливок обнаруживали междендритный графит и до 10 % цементита. Как прави-

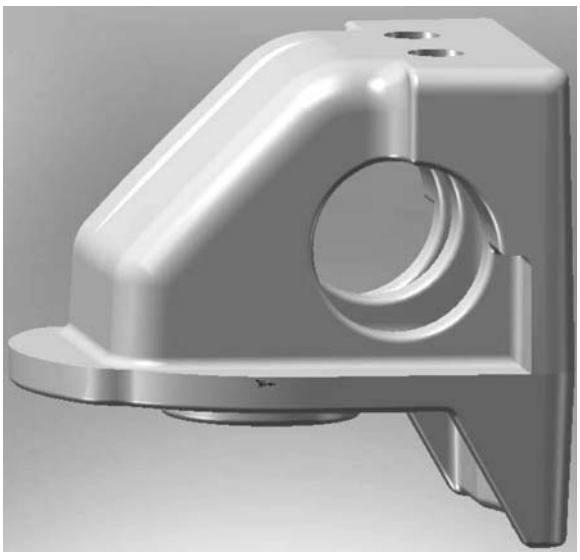


Рис. 1. Отливка "клин фрикционный"

ло, цементит в отливках возникает только в наклонной и в вертикальных стенках, несмотря на то, что горизонтальные стенки более тонкие.

Цель данной работы – исключение отбела в отливках. Для достижения цели решали следующие задачи:

1. Проведение сравнительного анализа эффективности различных модификаторов с использованием методов математической статистики и моделирования.

2. Разработка рекомендаций по устойчивому получению структуры серого чугуна марки СЧ30 с равномерно распределенным графитом при ковшовом модифицировании для снижения брака по отбелу и сокращения затрат на модифицирование. Внедрение разработки в производство.

Исследования проводились в условиях сталелитейного цеха ОАО "Чебоксарский агрегатный завод". Плавку вели в дуговой электропечи ДСП-6. Выпуск металла производили в раздаточный ковш емкостью 8 т, заливку форм – ковшом емкостью 500 кг. При переливе чугуна из раздаточного ковша в разливочный производили модифицирование расплава ферросилицием ФС75 в количестве 0,5 % для исключения отбела на контролируемых поверхностях отливок. Практический опыт работы показал, что при величине отбела на технологической пробе более 10 мм в отливках появляется цементит. Расплав с такой склонностью к отбелу не допускают к заливке форм.

На первом этапе провели статистический анализ показателей качества плавок чугуна за три месяца работы цеха. В качестве изучаемых параметров выбрали механические свойства отливки, температуру разливки из раздаточного ковша, склонность к отбелу и химический состав чугуна. Для статистической обработки использовали компьютерную программу STATISTICS & ANALISIS [1]. Результаты приведены в табл. 1.

О стабильности свойств судили по коэффициенту вариаций. Как видно из таблицы, химический состав чугуна достаточно однороден. Особенно это касается элементов, которые получают расчетным путем. Стабильна и температура заливки чугуна. Это говорит о высокой технологической дисциплине на участке плавки. Соответственно механические свойства чугуна отвечают требованиям технических условий и достаточно стабильны, т.е. разнородность шихтовых материалов существенно не влияла на прочность и твердость отливки.

Вместе с тем, склонность к отбелу расплава в течение наблюдаемого периода колеблется в широких пределах, что и приводит к появлению цементита в отливках. В таких случаях в практике литейного производства применяют различные меры. Прежде всего изменяют химический состав и температуру.

Выполним регрессионный анализ зависимости механических свойств чугуна от химического состава и температуры [2].

Адекватные уравнения регрессии имеют вид:

$$\text{Отбел} = -3{,}5 + 0{,}017t - 4{,}24\text{C} + 3{,}99\text{Mn} - 1{,}48\text{Si} + 1{,}74\text{Cr};$$

$$\sigma_{\text{в}} = 33{,}62 + 0{,}023t - 8{,}84\text{C} + 5{,}9\text{Mn} - 8{,}33\text{Si} + 5{,}99\text{Cr};$$

$$\text{HB} = 192{,}54 + 0{,}078t - 13{,}83\text{C} + 13{,}17\text{Mn} - 21{,}4\text{Si} + 0{,}9\text{Cr},$$

где t – температура заливки.

Для снижения отбела следует снижать температуру, уменьшать концентрацию марганца или увеличивать содержание кремния и углерода. Однако снизить температуру заливки расплава практически невозможно, так как при этом ухудшаются условия заполнения полости формы и питания отливок во время кристаллизации. Но самое главное заключается в том, что указанное изменение температуры и химического состава вызовет снижение предела прочности и твердости чугуна. Если уменьшение твердости положительно скажется на обрабатываемости отливок, то уменьшение предела прочности недопустимо, так как среднее значение этого показателя близко к нижнему пределу.

1. Показатели статистики за квартал

Изучаемые переменные		Основные статистические показатели					
		Среднее значение	Минимальное значение	Максимальное значение	Среднеквадратичное отклонение S	Дисперсия S^2	Коэффициент вариации V, %
Температура, °С		1428,093	1360,000	1470,000	14,781	218,483	1,04
Отбел, мм		8,253	5,000	13,000	1,631	2,6597	19,76
Механические свойства	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	301,95	208,000	383,000	28,1355	791,60	9,32
	НВ	235,877	217,000	271,000	8,158	66,554	3,45
Содержание элементов, %	C	3,098	2,920	3,250	0,065	0,004	2,11
	Mn	0,825	0,320	1,0	0,075	0,006	9,07
	Si	1,812	1,580	2,090	0,095	0,009	5,2
	Cr	0,139	0,100	0,260	0,021	0,0004	14,91

Таким образом, решить проблему исключения цементита в отливках изменением химического состава и температуры металла в условиях ОАО "ЧАЗ" представляет определенные трудности. Для решения задачи было предложено изменить технологию модифицирования. Вместо ферросилиция ФС75 использовать более эффективный смесевой модификатор МК21, производимый Смоленским региональным отделением Российской ассоциации литейщиков по ТУ 0826-003-47647304–2001.

Модификаторы серии МК – пакетированные смеси, состоящие, в основном, из порошков активированного высокотемпературной обработкой углерода и полученного физико-химическим путем металлического кремния. Основная особенность МК заключается в том, что часть их находится в высокодисперсном состоянии. Эта степень дисперсности и специальные свойства, приобретаемые веществом при переходе в ультратонкое состояние, обусловливают резкое увеличение модифицирующей способности и "живучести" смеси. Средний размер частиц составляет 13,9 мкм. Расчеты показывают, что 1 $см^3$ металла содержит $15{,}2 \cdot 10^6$ частицу.

Таким образом, в чугун вводится большое количество дисперсных частиц графита и кремния, создающих идеальные условия для зарождения графитной фазы, так как частицы модификатора соизмеримы с фрактальными агрегатами графита [4]. Основной признак фрактальности структуры – ее способность сохранять самоподобие в процессе эволюции в различных пространственно-временных масштабах [5].

С точки зрения теории синергетики, которая включает в себя описание эволюционных процессов и переходов с выбором альтернатив от состояний неустойчивости к гомеостазу, перегретый жидкий чугун находится в пространственно-однородном состоянии с довольно высокой степенью симметрии. Как только начинается процесс переохлаждения, происходит обильный обмен энергией с окружающей средой, появляется избыток свободной энергии, симметрия системы нарушается и возникает диссипативная структура с более низкой степенью симметрии.

Диссипативная структура, достигая в процессе эволюции системы порога неустойчивости, начинает самоорганизацию новой, более устойчивой на данном иерархическом уровне структуры. Система стремится к приобретению нового симметричного состояния и идет по пути создания фрактальной структуры. Этот момент важен, поскольку возможность получения заданной структуры наиболее высока.

При формировании иерархической структуры имеют место управляющие параметры, которые в общем случае могут быть различными для различных иерархических уровней. Для поликристаллического материала, в котором присутствуют различные химические элементы, могут развиваться два сценария формирования структуры: при сравнимом количестве химических элементов различных групп управляющим параметром будут служить диффузионные затруднения; когда же содержание одних химических элементов будет подавляюще большим, управляющим параметром будет служить фрактальная размерность, которая и будет определять захват пространства [6].

В нашем случае в расплав вносится множество дисперсных частиц углерода и кремния, что будет способствовать формированию мелкозернистой структуры серого чугуна без наличия свободного цементита. Таким образом, искусственно создается структурная металлургическая наследственность. Это не противоречит и термодинамике процесса, что подтверждено расчетами.

При использовании дисперсных частиц гравитационные силы слабо контролируют кинетику системы металл – частица, частицы совершают броуновское движение, и коэффициент их диффузионной подвижности увеличивается. Следовательно, они обладают высокой седиментационной устойчивостью. Возрастает также их термодинамическая устойчивость против растворения [7]. Все это резко увеличивает живучесть модификатора.

Для подтверждения правильности выбранного направления было произведено моделирование процесса модифицирования в программе FLOW-3D (www.flow3d.com, www.flow3d.ru) модификаторами МК21 и ФС75. Процесс моделирования заключался в изучении поведения частиц модификаторов в расплаве при заполнении им полости литейной формы отливки. Выполнен анализ изменения количества частиц модификатора в процессе заливки в различных местах отливки.

Поскольку модификатор МК21 является смесевым и состоит из частиц графита и кремния, для упрощения моделирования проводили отдельный расчет частиц кремния и частиц графита. Частицы моделировали как идеальные сферы с заданным постоянным размером и плотностью без возможности их изменения (роста или растворения) в процессе течения расплава. В каждой группе (кремний, графит, ФС75) частицы задавали одинакового размера, равного среднему размеру частиц в модификаторе. Средние размеры частицы графита и кремния составляют 12,8 и 15,1 мкм соответственно.

При моделировании частиц в потоке в программе FLOW-3D использовали опцию "полного взаимодействия" в системе частица – расплав, т.е. не только поток определяет динамику частиц, но и последние оказывают влияние на течение расплава.

В 1 $см^3$ расплава находится $17{,}8 \cdot 10^6$ частиц графита и $6{,}2 \cdot 10^6$ частиц кремния. Расчет такого огромного количества частиц превышает возможности современных вычислительных систем, поэтому при моделировании использовали значительно меньшее (3,65 $шт/см^3$), но тоже большое (в масштабе отливки) число частиц. Для сравнительного и качественного анализа поведения частиц кремния, графита и ФС75 такая замена вполне оправдана. Средний размер частиц ФС75 существенно

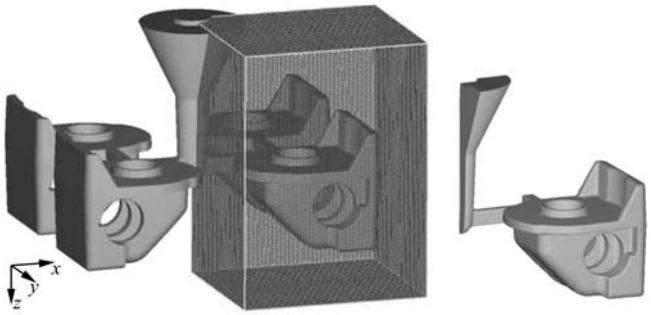


Рис. 2. Полость литейной формы отливки "клин фрикционный" с расчетной сеткой и численная модель для расчета в программе FLOW-3D

выше и равен 5 мм. Одна частица ферросилиция приходится на 3 см^3 расплава. Для сравнительного анализа число частиц ФС75 было увеличено до 3,65 шт/см^3.

Плотность материалов следующая: кремний – 2,33 г/см^3; графит – 2,23 г/см^3; ФС75 – 3,5 г/см^3. Время заливки формы 20 с. В расплаве, входящем в полость литейной формы, задавалось случайное начальное распределение частиц.

Для моделирования процесса модифицирования была использована технология, разработанная в ОАО "Чебоксарский агрегатный завод". В форме находятся четыре отливки (рис. 2). Принимая в расчет симметричное расположение отливок, для сокращения длительности расчета моделировали заполнение только одной отливки (1/4 литейной формы).

Анализ распределения частиц модификаторов в отливке в зависимости от времени заполнения формы выполняли для характерного места отливки – наклонной стенки – в трех ее частях: нижней, средней и верхней. Для этих частей строили графики зависимости числа частиц модификаторов от времени заполнения.

Моделирование показало, что закономерности распределения частиц графита и кремния в отливке в процессе заполнения формы аналогичны. Это связано с тем, что оба материала близки по плотности и

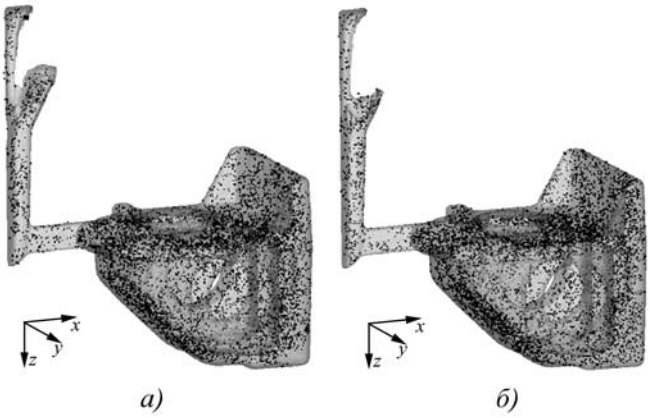


Рис. 3. Распределение частиц в отливке в момент окончания заливки:
а – частицы графита; *б* – частицы кремния (размер частиц увеличен)

размерам. Можно утверждать, что выявленные закономерности сохранятся и при использовании смесевого модификатора. Кремний и углерод равномерно рассредоточились по всему объему отливки (рис. 3) и с течением времени распределение на изучаемых высотах наклонной стенки практически не менялось (рис. 4–6).

Это подтверждает теоретические предпосылки о том, что частицы графита и кремния благодаря их дисперсности обладают высокой седиментационной устойчивостью. Они активно "замутняют" расплав и способствуют образованию множества центров кристаллизации графита, что обеспечивает стабильность процесса модифицирования во всех частях отливки в течение всего времени кристаллизации, что следует из графиков.

Крупные частицы ферросилиция, наоборот, всплывают на поверхность металла в процессе заливки, а в конце ее оказываются преимущественно в

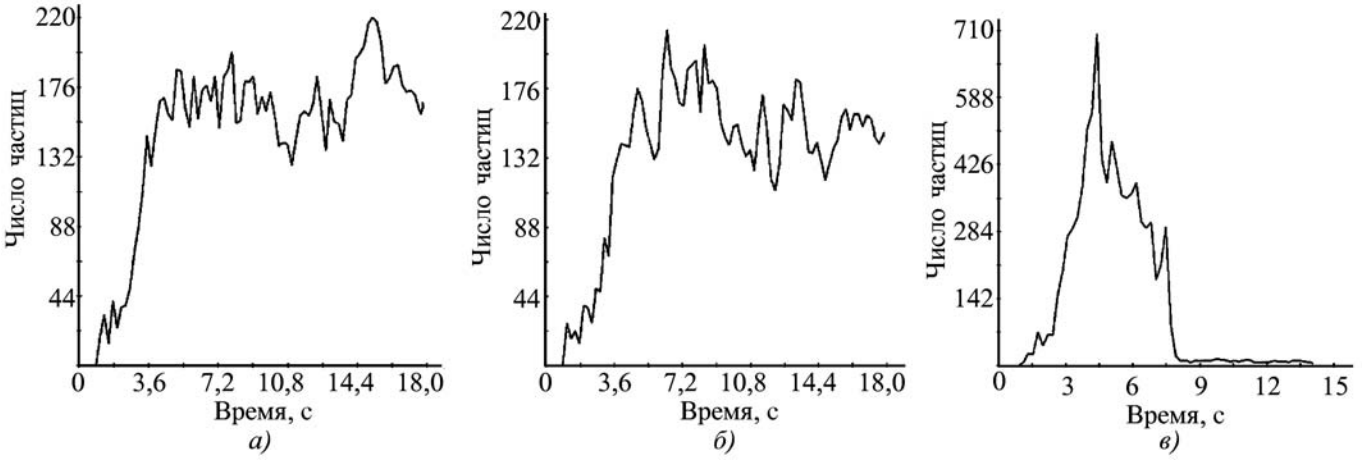


Рис. 4. Изменение во времени количества частиц графита (*а*), кремния (*б*) и ферросилиция (*в*) в нижней части наклонной стенки

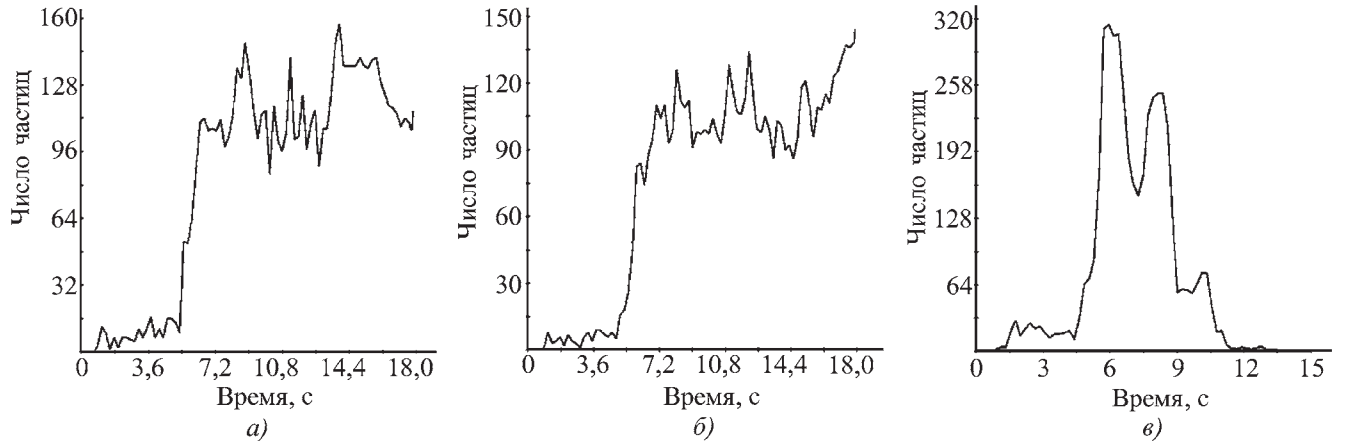


Рис. 5. Изменение во времени количества частиц графита (*а*), кремния (*б*) и ферросилиция (*в*) в средней части наклонной стенки

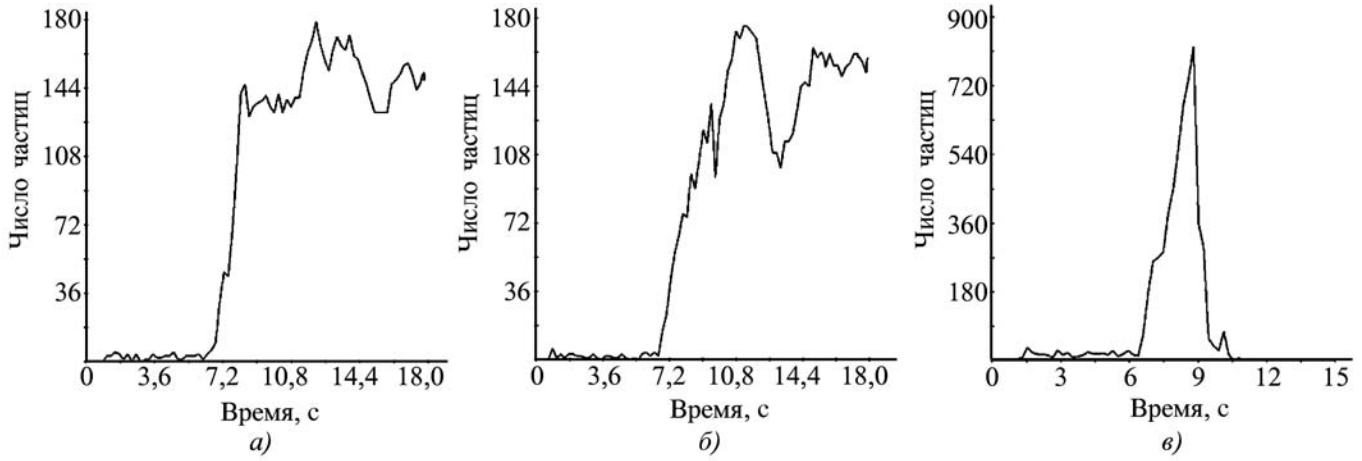


Рис. 6. Изменение во времени количества частиц графита (*а*), кремния (*б*) и ферросилиция (*в*) в верхней части наклонной стенки

верхней части отливки (рис. 7). На рис. 4–6 количество частиц ФС75 имеют ярко выраженные экстремумы, которые обусловлены процессами заполнения расплавом с частицами заданных объемов отливки (частей наклонной стенки) и всплытием частиц с выходом их из заданных объемов.

Это доказывает, что частицы ФС75 обладают низкой седиментационной устойчивостью из-за их крупных размеров. Поэтому ФС75 крайне неравномерно распределяется в расплаве в процессе заливки. Анализ показывает, что конструкция отливки и расположение ее в форме обуславливают повышенную вероятность возникновения отбела в наклонной и вертикальных стенках, где частиц ФС75 практически не остается. Результаты моделирования коррелируют с заводским опытом работы.

Для проверки теоретических предпосылок в сталелитейном цехе ОАО "ЧАЗ" были проведены опытные плавки серого чугуна СЧ30 для заливки отливок "клин фрикционный". Для оптимизации расхода МК21 опробовали эффективность модифицирования чугуна в

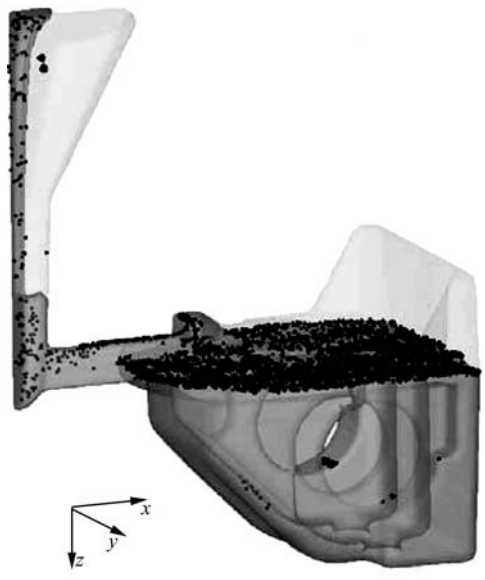


Рис. 7. Распределение частиц ферросилиция в расплаве на промежуточном этапе заливки (размер частиц увеличен)

2. Показатели статистики после внедрения нового процесса

Изучаемые переменные		Основные статистические показатели после внедрения нового процесса					
		Среднее значение	Минимальное значение	Максимальное значение	Среднеквадратичное отклонение S	Дисперсия S^2	Коэффициент вариации V, %
Температура, °С		1426,78	1390,00	1465,00	21,64	468,49	1,5
Отбел, мм		7,20	5,00	9,00	1,04	1,08	13,88
Механические свойства	$\sigma_в$, МПа	301,8	276,0	350,0	17,7	315,0	5,86
	НВ	234,3	217,0	247,0	8,02	64,38	3,42
Содержание элементов, %	C	3,08	2,86	3,20	0,095	0,009	3,11
	Mn	0,83	0,66	1,24	0,122	0,015	14,6
	Si	1,78	1,59	2,08	0,11	0,013	6,1
	Cr	0,14	0,10	0,20	0,023	0,0005	16,42

раздаточном и разливочном ковшах. Была отмечена высокая живучесть модификатора. Время разливки расплава из раздаточного ковша колебалось от 45 до 65 мин. Во всех случаях эффект модифицирования расплава МК21 сохранялся до конца разливки, что подтверждает высказанные ранее теоретические предпосылки, результаты моделирования.

Наиболее оптимальным оказалось модифицирование расплава в разливочном ковше. При этом требуется значительно меньшее количество модификатора МК21.

На основании проведенных экспериментов в ОАО "ЧАЗ" внедрен технологический процесс модифицирования чугуна СЧ30 для отливки "клин фрикционный" в разливочном ковше. Первую половину металла, когда он горячий, модифицируют МК21 в количестве 0,08 % (пакет 400 г). Затем снижают расход материала до 0,04 % (пакет 200 г).

Наиболее объективным показателем эффективности внедренного технологического процесса модифицирования является статистический анализ. Произвели обработку данных 60 плавок чугуна. Результаты приведены в табл. 2.

Сравнение результатов анализа до и после внедрения показывает, что температура, химический состав и механические свойства чугуна изменились незначительно: от 0,09 % (температура) до 1,65 % (кремний). Вместе с тем, склонность чугуна к отбелу резко уменьшилась. Отбел снизился на 12,7 % и стабилизировался, что подтверждает эффективность внедренного технологического процесса модифицирования. Проверка гипотез о равенстве групповых средних в свою очередь подтвердила вышеуказанный вывод.

Внедрение позволило исключить брак по отбелу в отливках и получить годовой экономический эффект в размере 1 млн 128 тыс. руб.

Выводы

1. Статистический и регрессионный анализы качественных характеристик чугуна марки СЧ30 показали высокую эффективность смесевого дисперсного модификатора по сравнению с традиционным ФС75.

2. Моделирование процесса модифицирования в программе FLOW-3D подтвердило этот вывод.

3. Результаты работы внедрены в производство с экономическим эффектом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Салин В.Н., Чурилова Э.Ю.** Практикум по курсу "Статистика" (в системе STATISTIKA). М.: Издательский дом "Социальные отношения", Изд-во "Перспектива", 2003. 188 с.

2. **Демиденко Е.З.** Линейная и нелинейная регрессии. М.: Финансы и статистика, 1982. 189 с.

3. **Гаврилин И.В.** Строение жидкой и твердой фаз в литейных сплавах в твердожидком состоянии // Металлургия машиностроения. 2003. № 6. С. 9–11.

4. **Давыдов С.В.** Новый подход к классификации методов модифицирования // Металлургия машиностроения. 2006. № 5. С. 5–9.

5. **Иванова В.С., Новиков В.У.** К итогам симпозиума "Фракталы и прикладная синергетика" // Металлургия машиностроения. 2004. № 1. С. 33–37.

6. **Закирничная М.М.** Образование фуллеренов в углеродистых сталях и чугунах при кристаллизации и термических воздействиях: дис. ... д-ра техн. наук. Уфа, 2001.

7. **Гаврилин И.В.** Кластеры – фуллерены – фракталы в жидких литейных сплавах // Металлургия машиностроения. 2004. № 5. С. 30–33.

Андрей Владимирович Чайкин, инженер;
Илья Николаевич Вольнов, канд. техн. наук;
Владимир Андреевич Чайкин, канд. техн. наук;
Вячеслав Михайлович Малихин, зам. гл. инженера

И.Г. Сапченко, С.Г. Жилин, О.Н. Комаров *(Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)*

Усовершенствование технологии получения точных отливок по выплавляемым моделям*

Технология получения литья по пористым моделям в оболочковые формы с промежуточным пористым слоем направлена на комплексное устранение брака и позволяет получать отливки на 4 квалитета точнее, чем при использовании традиционных приемов.

The technology of moulding on melted models with intermediate porous layer is directed on complex elimination of marriage and allows to produce castings of more then 4 precision class, unlike at use of traditional technology.

Ключевые слова: размерно-геометрическая точность; пористая модель; отливка; оболочковая форма; пресс-форма; виды брака.

Key words: size-geometrical precision; porous model; casting; investment mold; press mold; kinds of marriage.

Технологический процесс получения отливок традиционным способом включает: перемешивание компонентов модельного состава; аэрацию модельной массы (ММ); запрессовку ММ в пресс-форму; охлаждение ММ в пресс-форме; доводку моделей; сборку блоков моделей; изготовление ОФ; выплавление моделей; формовку ОФ в опорный наполнитель (ОН); прокаливание оболочек; заливку форм расплавом и т.д. Суммарное время цикла составляет от 8 до 36 ч и более, при этом суммарный брак по всем стадиям технологического процесса доходит до 30 %, что является недопустимым вследствие высокой себестоимости отливок, получаемых данным способом.

Предлагаемая технология получения ОФ по пористым ВМ [1] позволяет комплексно уменьшать брак в ЛВМ.

Пористость ВМ и ОФ направлена на устранение дефектов ВМ по недоливам; поверхностным газовым раковинам; волнистости и складкам; утяжинам, образующимся в результате избыточного содержания воздуха в модельной массе, нарушения режима заполнения полости пресс-формы, нарушения температурного режима ММ вследствие релаксации усадочных напряжений; износа пресс-формы; устранение облоя по поверхности разъема пресс-формы, увеличение трещиностойкости и газопроницаемости ОФ, возможности заливки ОФ расплавом металла без ОН. Перечисленные выше дефекты моделей форм и отливок определяются визуально и представлены на рис. 1.

Помимо представленных визуальных дефектов ВМ, ОФ и отливок имеет место брак литья, связанный с низкой размерно-геометрической точностью, брак отливок по неоднородности их структуры и свойств, возникающий вследствие: низкой газопроницаемости ОФ; нарушения температурного режима формы или расплава; низкого качества поверхности ОФ или высокого газосодержания огнеупорной суспензии; растрескивания ОФ при прокаливании; отслоения облицовочных слоев ОФ при прокаливании; попадания частиц ОН в полость формы; нарушения размерной и геометрической точности ВМ и ОФ на стадиях их

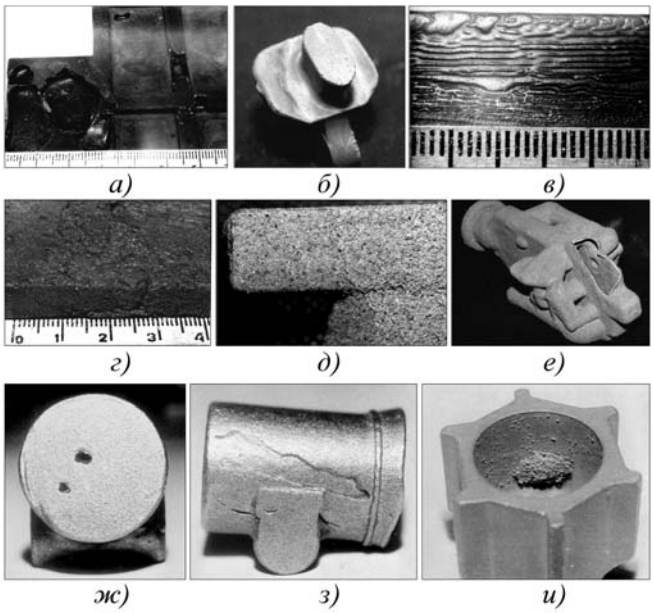
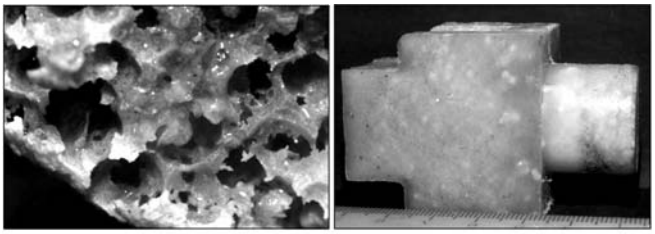


Рис. 1. Характерные виды брака в литье по выплавляемым моделям:
а – газовые дефекты на поверхности ВМ; *б* – усадка модельного материала; *в* – слоистость поверхности ВМ; *г* – шероховатость поверхности ВМ; *д* – отслоение первого слоя ОФ; *е* – разрушение ОФ при выплавлении модели или прокалке; *ж* – результат механического засора ОФ; *з* – низкая размерно-геометрическая точность; *и* – результат растрескивания ОФ при прокалке

* Работа проведена при поддержке грантов ДВО РАН 06-III-А-03-073 и инновационного проекта ДВО РАН 21-ИН-07.



а) *б)*

Рис. 2. Структура пористой ВМ (*а*) после удаления растворимого порообразующего компонента и внешний вид пористой ВМ (*б*)

изготовления и технологической подготовки; нарушения температурного режима расплава.

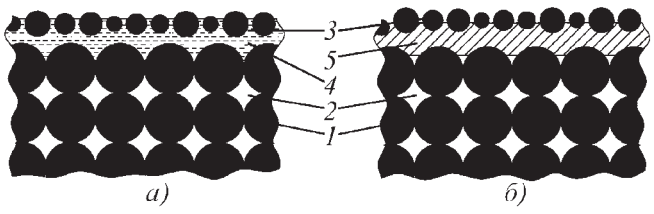
Таким образом, задачей проведенных исследований являлось определение влияния параметров пористой ВМ на деформационные процессы пористой и традиционной ОФ при их технологическом взаимодействии.

Технологический процесс изготовления ОФ, получаемых по пористым ВМ, включает получение ВМ посредством формовки порошков модельных составов фракций 0,63, 1,0 и 1,6 мм, в том числе с порообразующими растворимыми компонентами; изготовление ОФ по пористым ВМ; дальнейшее использование ОФ. Пористые ВМ обладают высокой размерно-геометрической точностью (РГТ), их поверхность имеет "зеркальный" блеск.

На рис. 2 представлены структура пористой ВМ после удаления растворимого порообразующего компонента и внешний вид ее поверхности. Выплавление пористых ВМ, полученных по рассматриваемой технологии, сопровождается сокращением их размеров при образовании жидкой фазы, что предотвращает пропитывание ОФ модельной массой и приводит к сокращению их брака при прокаливании.

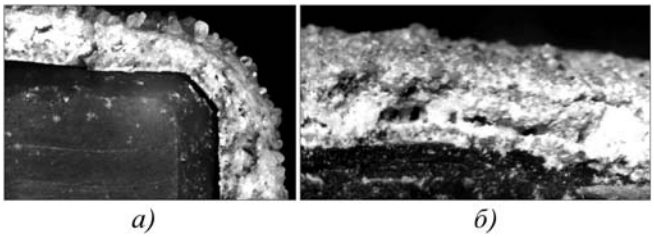
Применение рассматриваемой технологии позволяет повысить РГТ литья устранением проблемы отслаивания формируемых слоев ОФ при их сушке на традиционной ВМ.

На рис. 3 представлена схема двух стадий процесса сушки наносимого на пористую ВМ слоя керамической ОФ. Из рис. 3, *а* видно, что нанесенная на пористую ВМ суспензия пропитывает поверхностные слои последней, а затем в процессе влагоиспарения суспензия при сушке под действием капиллярных сил покидает поверхностные слои ВМ (рис. 3, *б*). При этом образуется контактный слой ОФ, полностью повторяющий конфигурацию пористой ВМ.



а) *б)*

Рис. 3. Стадии процесса сушки контактного слоя ОФ:
а – диффузия суспензии слоя ОФ в поверхность пористой ВМ; *б* – обратная диффузия суспензии при сушке; *1* – фракция МС; *2* – поры; *3* – фракция твердого огнеупора; *4* – жидкая суспензия; *5* – сухой слой ОФ



а) *б)*

Рис. 4. Традиционная (*а*) и пористая (*б*) ВМ с нанесенными на их поверхность слоями ОФ после удаления влаги из последних в местах излома

На рис. 4 представлены традиционная и пористая ВМ в местах излома, с нанесенными на их поверхность слоями ОФ после удаления влаги из последних. Из рис. 4, *а* видно, что ОФ, нанесенная на поверхность традиционной литой ВМ, отслаивается. Это приводит к снижению РГТ отливок, в то время как во втором случае по завершении процесса сушки керамики обеспечивается плотный контакт поверхности пористой ВМ со слоями ОФ.

Таким образом, экспериментально установлено, что принцип изготовления пористых ВМ позволяет равномерно распределить внутренние напряжения по всему объему последних, что обусловливает инертность моделей к перепадам температур и позволяет устранить растрескивание и отслаивание формируемых слоев ОФ.

Установлено, что поверхность пористых ВМ влагопроницаемая, это позволяет плавно регулировать процесс сушки формируемого слоя ОФ, равномерно регулируя усадочные процессы, прочность ОФ повышается на 10...15 %. Отливки соответствуют 6-му квалитету (согласно ГОСТ 25347–82), что на 4 квалитета выше, чем у традиционных отливок.

Проведенным экспериментом установлено, что ВМ с пористостью 5...15 %, полученные прессованием МС фракций 0,63, 1,0 и 1,6 мм, обладают удовлетворительными физико-механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами, высокой РГТ и качеством поверхности [1, 5], а их использование в производстве технологически оправдано. Однако широкий диапазон фракций применяемых ММ затрудняет их выбор для использования в условиях производства, поэтому экспериментом определен технологически обоснованный оптимальный размер фракции ММ.

На рис. 5 представлены зависимости пропитываемости ВМ, изготовленных прессованием МС фракций 0,63, 1,0 и 1,6 мм от пористости ее структуры. Из рис. 5 видно, что наибольшей пропитываемостью об-

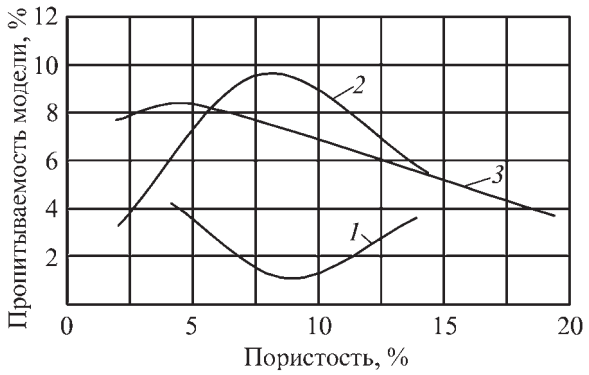


Рис. 5. Зависимость пропитываемости ВМ от пористости ее структуры. ВМ изготовлены прессованием модельных составов (МС):
1 – фракция 0,63 мм; *2* – фракция 1,0 мм; *3* – фракция 1,6 мм

ладают ВМ 7...10 %-ной пористостью, полученные из МС фракции 1,0 мм.

Технология получения литья по пористым ВМ направлена также на сокращение брака литья из-за деформационных процессов, проходящих в ОФ при традиционном способе получения отливок в ЛВМ.

Из рис. 6 и 7 видно, что амплитуда изменения деформации (ε) значительно ниже при использовании пористой ВМ, что повышает эффективность использования ОФ.

Технологические приемы управления пористостью ОФ: применение минерального высокопористого материала – например, вспученного перлита; органических газифицируемых при нагреве – например, пенополистирола; аэрация – продувкой высоковязких суспензий и связующих растворов газом. При формировании пористой структуры ОФ с образовани-

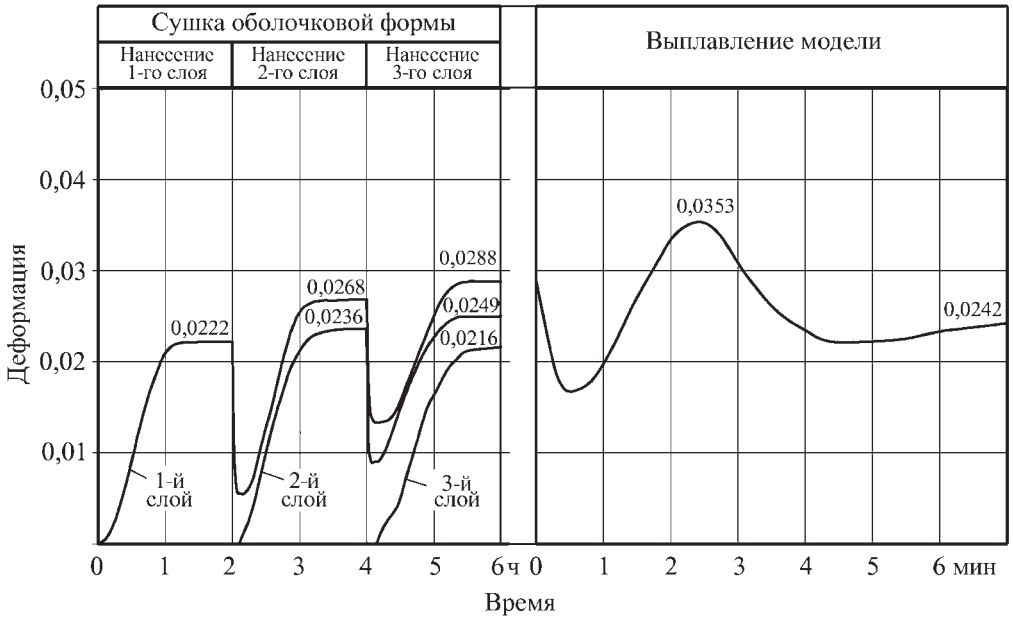


Рис. 6. Деформации в слоях пористой ОФ, полученной по традиционной ВМ

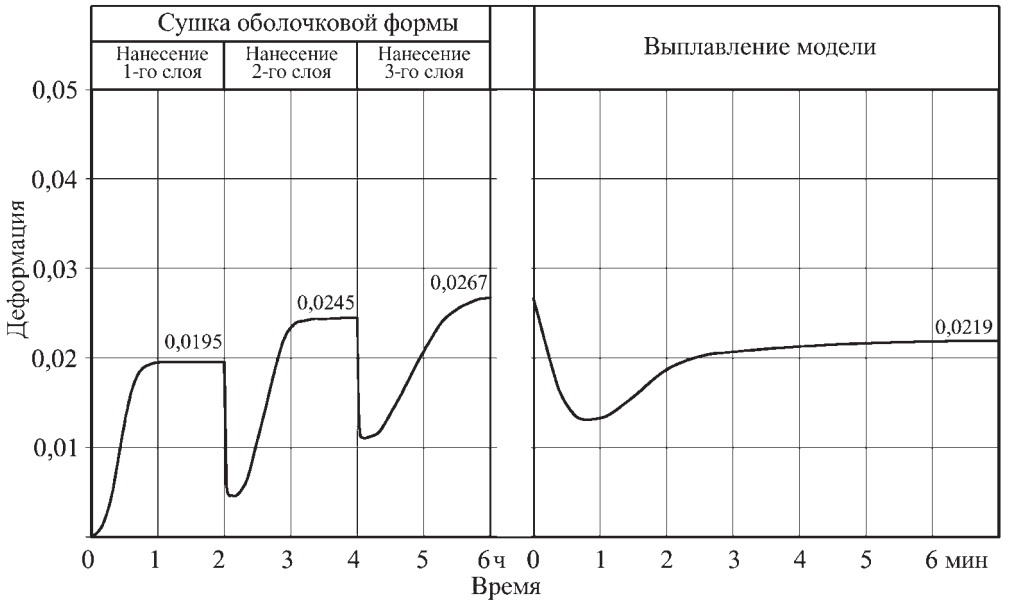
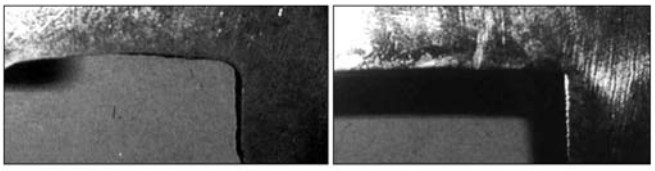


Рис. 7. Деформации в первом слое пористой ОФ, полученной по пористой ВМ



а) *б)*

Рис. 8. Сравнение внутренних углов сечений отливок:
а – отливка, полученная традиционным способом; *б* – отливка, полученная по пористой ВМ в ОФ с пористым слоем

ем степени пористости 33...37 %, гарантируется повышение их трещиностойкости в 1,5–2,5 раза, газопроницаемости в 1,5–2,5 раза, понижение теплопроводности на 10...20 %.

Экспериментально установлено, что при увеличении пористости и ее удалении от внутренней поверхности теплоизолирующие свойства ОФ повышаются. Разработанные технологии образования пористости в структуре ВМ и ОФ были опробованы в промышленных условиях. Эти технологии позволили исключить из технологического цикла операции установки ОФ в ОН и удаления из него; сократить цикл термообработки в 4–12 раз, трудоемкость процесса отделения керамики от отливок в 2 раза; глубину обезуглероженного слоя отливок на 25...35 %, расход технологических материалов и энергозатрат на процесс производства, объем отходов производства и запыленность цехового пространства в связи с исключением ОН. Суммарное время цикла сокращается на 10...20 %. Предполагаемая экономическая эффективность технологии – 18 %.

Таким образом, пористая ВМ и ОФ с пористым слоем позволяют получать отливки на 4 квалитета точнее, чем при традиционном ЛВМ. На рис. 8 представлены внутренние углы сечения отливок, полученных по традиционной и пористой ВМ.

Геометрическое сопряжение взаимно-перпендикулярных поверхностей отливки, полученной в пористой ОФ по пористой ВМ, образовано галтелью с радиусом скругления 0,8 мм, что на 1,2 мм меньше, чем при использовании традиционной литой ВМ и плотной керамической ОФ.

Технология является разработкой Института машиноведения и металлургии ДВО РАН, удостоена золотой медали VII Международного Московского салона инноваций, проходившего в ВВЦ в 2007 г., и успешно опробована в производственных условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жилин С.Г., Сапченко И.Г., Комаров О.Н.** Определение свойств пористых удаляемых моделей // Литейное производство. 2006. № 7. С. 29–30.

2. **Некрасов С.А., Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н.** Влияние конструкции оболочковой формы на гидродинамическое давление расплава // Литейное производство. 2006. № 7. С. 22–24.

3. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н., Штерн М.В.** Математическое моделирование процесса затвердевания отливки в пористой оболочковой форме // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия "Физико-математические науки". 2006. № 42. С. 193–195.

4. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Штерн М.В.** Точность удаляемых моделей и качество оболочковых форм в литье по выплавляемым моделям // Литейное производство. 2005. № 2. С. 20–22.

5. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г.** Влияние пористости моделей на их свойства, качество оболочковых форм и отливок // Литейное производство. 2003. № 4. С. 12–15.

Игорь Георгиевич Сапченко, канд. техн. наук;
Сергей Геннадьевич Жилин, канд. техн. наук;
Олег Николаевич Комаров, канд. техн. наук

ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ

А.Г. Суслов, В.Ф. Безъязычный, Ю.В. Панфилов и др.

Под ред. А.Г. Суслова. 2008. – 320 с.: ил. ISBN: 978-5-217-03427-7

Цена 550 р. с НДС

Экономическая целесообразность комплексного обеспечения качества деталей на всех стадиях их жизненного цикла вызвала необходимость аналогичного подхода и к рабочим поверхностям деталей. Здесь впервые комплексно рассмотрено качество поверхностного слоя деталей на всех этапах их жизненного цикла (проектирование, технологическая подготовка производства, контроль, сборка, испытание, диагностика, эксплуатация, ремонт, восстановление и утилизация), в результате чего сформировано учение об инженерии поверхности, занимающее сейчас одно из ведущих мест в технике.

Данная книга является первой попыткой обобщения указанного учения и его применения в практике. В ней даны примеры по инженерии поверхности конкретных изделий.

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

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

О.В. Зябкин, В.Н. Кусков, Д.А. Потапов, А.П. Крылов
(Тюменский государственный нефтегазовый университет)

Влияние параметров импульсной сварки методом STT на тепловыделение и структуру соединения

Рассмотрено влияние базового и пикового токов, скорости сварки, параметра "Tailout" на тепловыделение при импульсной полуавтоматической сварке методом STT (Surface Tension Transfer – процесс переноса металла силами поверхностного натяжения). Приведено сравнение с тепловыделением при ручной электродуговой сварке. Установлено, что основное влияние на изменение структуры наплавленного и основного металла оказывают скорость сварки и базовый ток.

Influence of base and peak currents, speeds of welding, parameter "Tailout" on thermal emission were considered at pulse semi-automatic welding by method STT (Surface Tension Transfer). Comparison with thermal emission is resulted at manual electroarc welding. It is established, that the basic influence on change of structure fused and the basic metal is rendered with speed of welding and base current.

Ключевые слова: импульсная полуавтоматическая сварка; пиковый ток; базовый ток; зона термического воздействия; тепловое поле; структура металла; тепловыделение.

Key words: impulse semiautomatic welding; peak current; background current; zone of thermal influence (heat-affected zone); thermal field; structure of metal; thermal emission.

Современное состояние большинства нефте- и газопроводов Западной Сибири обусловлено длительным сроком их эксплуатации (25 лет и более). Одним из последствий такого состояния являются коррозионные повреждения различных типов и размеров.

Действующими нормативными документами разрешается заварка дефектов типа "потеря металла" методом ручной дуговой сварки (РДС) покрытыми электродами [1]. Этот метод имеет недостатки: низкую технологичность процесса, низкую производительность, высокие требования к квалификации сварщика, существенное ограничение площади завариваемого дефекта и места его расположения, а также высокую опасность выполнения сварки в результате существенного изменения механических свойств основного металла при значительном разогреве стенки трубы электрической дугой. Причем, чем больше зона термического воздействия, тем больше остаточные сварочные напряжения. В связи с этим снижение теплового воздействия на металл труб при заварке дефектов является чрезвычайно актуальной задачей.

Одним из способов ее решения может быть использование импульсной полуавтоматической сварки в среде защитных газов методом STT (Surface Tension Transfer – процесс переноса металла силами поверхностного натяжения), который находит все более широкое применение при сооружении трубопроводов. Технология STT обеспечивает мелкокапельный перенос электродного металла за счет сил поверхностного натяжения в результате управления величиной сварочного тока в различные моменты каплеобразования. Это позволяет резко снизить уровень разбрызгивания и дымообразования, облегчить технику выполнения шва.

Ниже приведено сопоставление величин тепловложения в трубный металл при сварке методами STT и РДС. Использовали пластины стали 09Г2С размерами 500×200×7 мм с механической выборкой металла 480×5×2 мм (длина×ширина×глубина), моделирующей повреждение.

Заварку дефекта осуществляли с помощью инверторного источника Invertec STT II сварочной проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм. Расход углекислого газа 12 л/мин.

Для контроля электрических параметров сварки с выбранной частотой дискретизации применяли мобильный регистратор технологических процессов МРС-01, а для фиксации температурных полей на обратной поверхности пластины – тепловизор Fluke Ti30 со светофильтром.

По регистрограммам, построенным с применением программы "Telma Registrator" (примеры приведены на рис. 1, дробные числа по осям получены в результате автоматического построения графиков с помощью указанной программы), оценивали влияние базового тока $I_б$ (в интервале 45...70 А), пикового тока $I_п$ (в интервале 220...340 А) и величины "Tailout" *Tl* (в интервале от 0 до 10) на суммарное тепловыделение Q при сварке методом STT (рис. 2):

$$Q = I_{ср} U_{ср} t_ц,$$

где $I_{ср}$ и $U_{ср}$ – средние значения сварочного тока и напряжения дуги, рассчитанные графическим интегрированием по регистрограммам; $t_ц$ – длительность 1-го цикла образования капли.

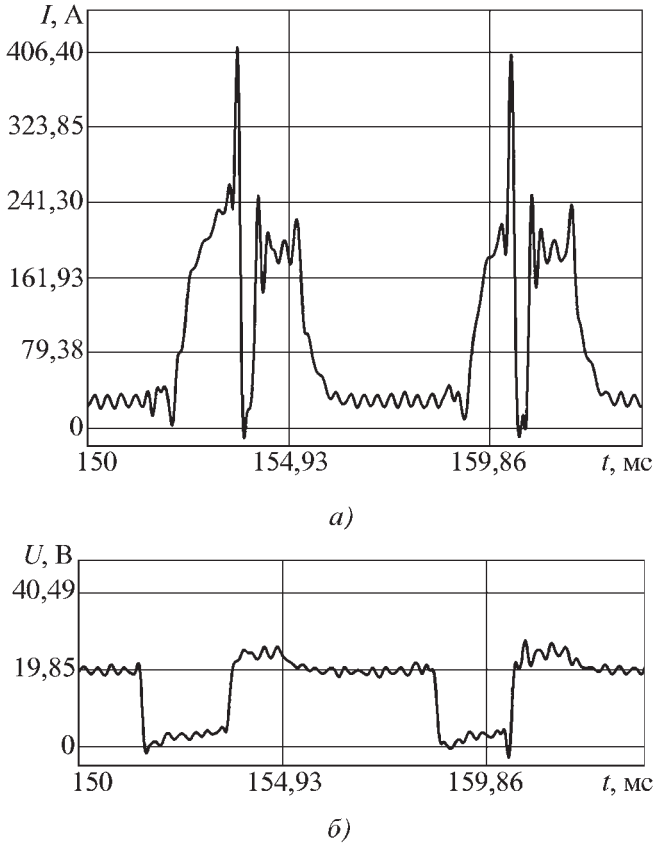


Рис. 1. Примеры регистрограмм процесса STT:
а – ток; *б* – напряжение

Величина "Tailout" характеризует скорость снижения тока от пикового до базового значения (см. на рис. 1 участки уменьшения сварочного тока после 154,93 и ~162 мс) и вносит заметный вклад в значение $I_{ср}$, в частности, при изменении *Tl* от 0 до 10 среднее значение тока увеличивается до 27,4 %.

В соответствии с полным факторным планом для линейной модели установили следующее уравнение регрессии, в котором все коэффициенты значимы:

$$Q = 0{,}135I_б + 0{,}057I_п + 0{,}737Tl - 10{,}335.$$

Модель адекватна, так как расчетный критерий Фишера меньше табличного для доверительной вероятности $\alpha = 0{,}95$. Полученное уравнение позволяет оценивать суммарное тепловыделение при сварке методом STT без проведения наплавки (с учетом тепла, затрачиваемого на образование и нагрев капли, а также теплопотерь с защитным газом, излучением, теплоотдачей с поверхностей пластины).

При определении распределения температурного поля на обратной стороне пластины приняли схему движущегося точечного источника на поверхности плоского слоя [2]. Отражения теплового потока от нижней и боковых поверхностей слоя учли введением фиктивных источников теплоты, которые расположены по правилу зеркального отражения, т.е. расстояние от отражающей поверхности до фиктивного источника равно расстоянию до действительного источника:

$$\Delta T = \sum_{i=1}^{n} \frac{q_{эф}}{2\pi\lambda R_i} e^{-v\left(\frac{R_i + X}{2a}\right) - \frac{bX}{v}},$$

где ΔT – изменение температуры точки; $q_{эф}$ – тепловая мощность дуги; λ – коэффициент теплопроводности материала пластины; R_i – расстояния от рассматриваемой точки до действительного и фиктивных источников теплоты; X – расстояние от рассматриваемой точки до источника тока по ходу движения; v – скорость сварки; a – коэффициент температуропроводности; b – коэффициент температуроотдачи.

По результатам расчета построен график (рис. 3) распределения температуры на обратной стороне пластины по длине шва. Из рис. 3 следует, что температура увеличивается до максимальных значений уже после того, как источник прошел рассматриваемую точку. Это обусловлено тем, что скорость распространения теплоты в пластине ниже скорости движения источника тепла.

Максимальная температура на обратной поверхности пластины при наплавке методом STT не превышает 770 °С, что значительно ниже температуры

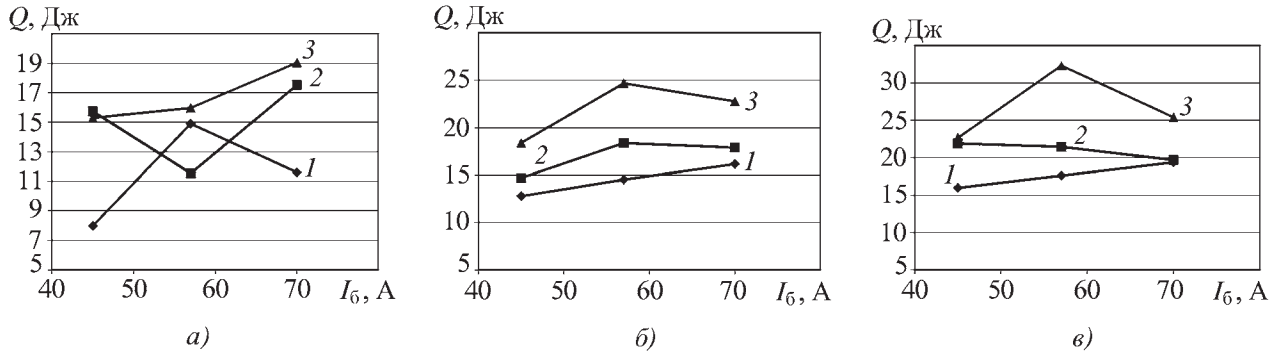


Рис. 2. Влияние параметров заварки механической выборки методом STT на суммарное тепловыделение:
а – *Tl* = 0; *б* – *Tl* = 6; *в* – *Tl* = 10; *1* – $I_п$ = 220 А; *2* – $I_п$ = 270 А; *3* – $I_п$ = 340 А

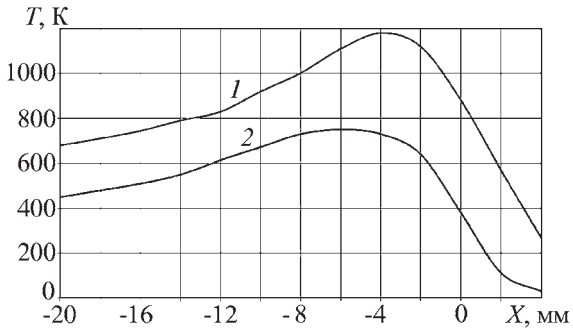


Рис. 3. График распределения температуры на обратной стороне пластины по длине шва при наплавке РДС (*1*) и STT (*2*)

1190 °С при наплавке РДС. Уменьшение глубины проплавления основного металла на 30 % позволяет выполнять наплавку с минимальным проплавлением металла, что расширяет область применения данного метода сварки.

Расчетные данные подтверждаются термограммами, полученными с помощью тепловизора при заварке выборок на указанных выше пластинах (рис. 4). Анализ термограмм показал, что при заварке методом STT протяженность теплового поля выше 700 °С на 50 % меньше, чем при использовании ручной дуговой сварки.

Рассчитанная по термограммам скорость охлаждения металла при РДС оказалась на 30 % выше. Это обусловлено повышенной эффективной тепловой мощностью, передаваемой в трубный металл, по сравнению с методом STT. Уменьшение зоны термического влияния приводит к снижению остаточных напряжений в сварном шве и околошовной зоне.

На рис. 5 приведены продольные шлифы сварных соединений, полученных при различных скоростях наплавки методом STT.

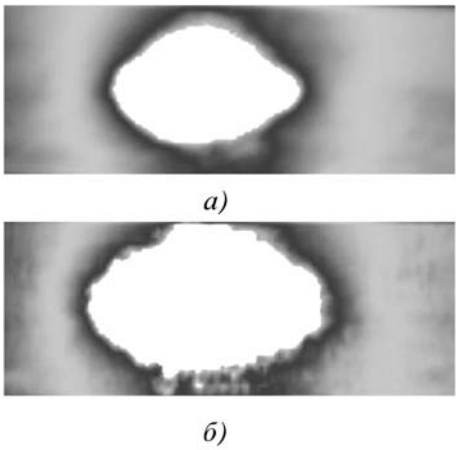


Рис. 4. Термограммы наплавляемых пластин методами STT (*а*) и РДС (*б*)

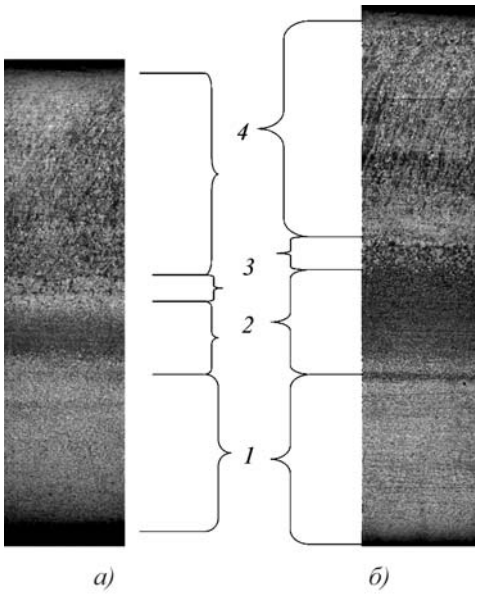


Рис. 5. Микроструктура продольных шлифов экспериментальных образцов при различных скоростях наплавки методом STT: *а* – 22 м/ч; *б* – 15 м/ч

На микроструктурах четко различаются три участка:

1) основной металл *1*, имеющий мелкозернистую, строчечную феррито-перлитную структуру; ширина участка при увеличении скорости сварки почти не изменяется и составляет порядка 3,5 мм;

2) зона термического воздействия, состоящая из двух полос: основной *2*, представленной мелкозернистой феррито-перлитной структурой, которая при увеличении скорости сварки уменьшается от 1,5 до 0,5 мм; и полосы нормализации *3*, структура которой состоит из перлита и небольшого количества феррита, появление такой структуры можно связать с медленным охлаждающим воздействием основного металла;

3) металл шва *4*, который имеет структуру верхнего бейнита с полосами феррита и перлита; изменение ширины участка *4* происходит в основном в результате изменения высоты наплавленного валика.

Рассмотренное строение характерно для всех исследованных образцов. Различие состоит только в изменении ширины участков.

На основе экспериментальных данных сделали выводы о влиянии режимов наплавки на ширину зоны термического воздействия. Увеличение скорости сварки вызывает значительное ее уменьшение, а также уменьшение полосы нормализации металла вплоть до полного исчезновения.

Изменение базового тока вызывает одновременное изменение размеров всех участков. С увеличением $I_б$ уменьшается полоса нормализации вплоть до небольших скоплений, а участок *4* со структурой верхнего

бейнита увеличивается, что связано с увеличением тепловложения дуги.

При изменении пикового тока наблюдали незначительное изменение участка основного металла, которое составило порядка 0,5 мм. Это обусловлено минимальным влиянием данного параметра на изменение суммарного тепловыделения.

Изменение скорости подачи сварочной проволоки каких-либо значимых изменений структуры не вызвало, т.е. можно предположить, что данный параметр оказывает незначительное влияние на формирование структуры наплавленного и основного металла.

Механические свойства обусловлены структурой металла и в среднем составляют: предел прочности на разрыв $\sigma_в$ = 509 МПа; условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 335 МПа; твердость 50 HRC.

Выводы

1. По регистрограммам электрических параметров импульсной сварки методом STT установили уравнение для определения мощности дуги, по которому можно определить суммарное тепловыделение в зависимости от базового и пикового токов и величины "Tailout" без проведения эксперимента, что позволяет подбирать режим сварки с ограниченным тепловложением в свариваемый металл.

2. Максимальная температура на обратной поверхности пластины с механической выборкой, моделирующей коррозионное повреждение, при наплавке методом STT не превышает 770 °С, а при использовании ручной дуговой сварки – 1190 °С. Глубина проплавления основного металла снижается на 30 %.

3. Результаты расчетов тепловых полей на обратной поверхности пластины подтверждены экспериментальными термограммами, зафиксированными с помощью тепловизора Fluke Ti30 со светофильтром.

4. Экспериментально установлено, что основное влияние на изменение структуры наплавленного и основного металла оказывают скорость сварки и величина базового тока. Величина пикового тока и скорость подачи электродной проволоки оказывают минимальное влияние.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **РД 153-39.4-067-04.** Методы ремонта дефектных участков действующих магистральных нефтепроводов. ОАО "АК "Транснефть".

2. **Теория** сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова. М.: Высшая школа, 1988. 559 с.

Олег Вячеславович Зябкин, ассистент кафедры;
Виктор Николаевич Кусков, д-р техн. наук;
Денис Алексеевич Потапов, ассистент кафедры;
Алексей Петрович Крылов, канд. техн. наук

Поздравляем!

Анатолия Алексеевича Жукова,

кандидата технических наук, профессора

с 70-летием

Анатолий Алексеевич с сентября 1963 г. работает в Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева, пройдя путь от ассистента до проректора по НИР и заведующего кафедрой.

А.А. Жуков возглавляет областное региональное отделение Ассоциации литейщиков России, также является членом проблемного Совета Верхне-Волжского отделения Академии технологических наук РФ, член-корреспондентом и председателем ревизионной комиссии Ярославского регионального отделения Академии проблем качества. Анатолий Алексеевич – соавтор учебного пособия "Контроль качества отливок" (Машиностроение, 1990 г.), энциклопедии "Машиностроение" Т. II-2. "Стали. Чугуны" (Машиностроение, 2000 г.) и др. изданий.

А. Жуков дважды награжден знаком "Победитель соцсоревнования" 1974 и 1976 гг., в 1980 г. – знаком Министерства высшего и среднего образования СССР "За отличные успехи в работе", в 1987 г.– медалью "Ветеран труда", в 1999 г. – нагрудным знаком "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации" и в 2003 г. награжден почетным знаком губернатора Ярославской области "За заслуги в науке".

Коллектив редакции и редакционный совет поздравляют Анатолия Алексеевича Жукова с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, благополучия и плодотворной дальнейшей деятельности на благо нашей науки и образования.

В.П. Лукьянов, И.И. Маткава, В.А. Бойко, В.А. Елхов, Д.В. Доценко, А.Г. Безкоровайнов *(ООО НПП "Химнефтеарматура", г. Волгоград)*

Отбортовка горловины на трубных заготовках

Рассмотрен способ изготовления тройников из трубных заготовок многопереходной штамповкой с использованием шаровых пуансонов. Приведена методика расчета размеров овального отверстия под отбортовку горловины.

The method of manufacturing from pipe billets of tees by multiple pass stamping with the use of spherical punches is considered. The calculation method of oval opening dimensions for flanging of pipe mouth is resulted.

Ключевые слова: отбортовка; тройники; пластическая деформация; трубы; холодная штамповка; заготовки.

Key words: flanging; tees; plastic deformation; pipes; cold stamping; billets.

Операцию отбортовки горловины на трубных заготовках применяют в кузнечном производстве при изготовлении различных типоразмеров тройников, а также отдельных элементов химнефтеаппаратуры и котлов. Особенность процесса в том, что вырезаемое в трубной заготовке отверстие имеет, как показывают расчеты, овальную форму, что приводит к неравномерности деформации и соответственно к неравномерности толщины стенки на торцевой поверхности отбортованной горловины.

С увеличением отношения диаметра отбортованной горловины к диаметру трубной заготовки $\left(\frac{d}{D}\right)$ неравномерность деформации и неравномерность толщины стенки возрастают. Кроме того, при отбортовке уменьшается толщина стенки в торцевой части горловины и при определенных условиях она может выходить за пределы допускаемых значений.

На величину утонения стенки при отбортовке влияет высота горловины $h_г$ готового изделия. Для тройников этот размер определяется согласно техническим условиям и ГОСТам из выражения (рис. 1):

$$h_г = H - \frac{D}{2},$$

где H – параметр, регламентируемый ГОСТ или ТУ; D – наружный диаметр корпуса тройника.

Все тройники по ГОСТ 17376–2001 имеют отношение $\frac{d}{D} > 0{,}6$, поэтому изготовлять их простой отбортовкой горловины из трубных заготовок не представляется возможным, так как процесс в этом случае сопровождается значительным утонением стенки и неравномерностью деформации в торцевой зоне горловины. Такие тройники изготовляют либо обжимом трубных заготовок с последующей их отбортовкой горловины, либо гидромеханической штамповкой [1].

В отечественной промышленности широко применяют переходные тройники с отношением $\frac{d}{D} < 0{,}6$, не входящие в ГОСТ 17376–2001 (табл. 1).

В условиях мелкосерийного производства такие тройники при определенных условиях можно изготовлять из трубных заготовок, применяя различные способы отбортовки горловины, в том числе многопереходную отбортовку с применением шаровых пуансонов.

Для успешного осуществления процесса отбортовки при изготовлении переходных тройников с отношением $\frac{d}{D} < 0{,}6$ и получения требуемой толщины стен-

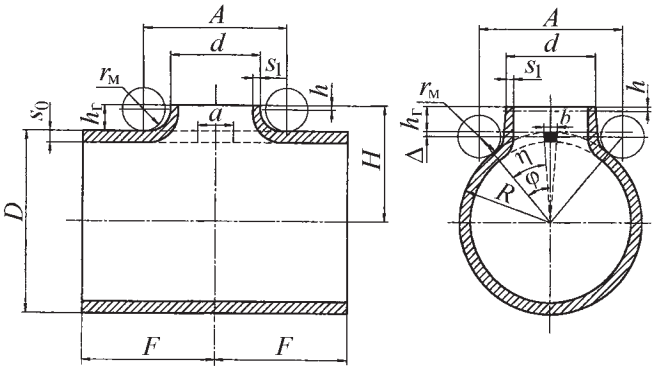


Рис. 1. Геометрические параметры отбортованной горловины переходного тройника

1. Перечень переходных тройников $D_у$ 150...400 мм с отношением $\frac{d}{D}<0{,}6$, не входящих в ГОСТ 17376–2001

$D_у$	D	d	$\frac{d}{D}$
мм			
150	159	57	0,36
		76	0,48
		89	0,56
200	219	76	0,35
		89	0,4
		108	0,49
250	273	108	0,39
		133	0,48
		159	0,58
300	325	108	0,33
		133	0,41
		159	0,49
350	377	133	0,35
		159	0,42
		219	0,58
400	426	133	0,31
		159	0,37
		219	0,51

Обозначение. $D_у$ – условный диаметр. По ГОСТ 17376–2001 величина $D_у$ обозначается DN.

ки s_1 в торцевой зоне отбортованной горловины необходимо прежде всего определить и обосновать для конкретных типоразмеров тройников минимально необходимую высоту горловины $h_г$ (см. рис. 1). При определении соответствующей высоты горловины $h_г$ переходных тройников следует учитывать толщину стенки s_0 исходной трубной заготовки и радиус r закругления у основания горловины (или радиус $r_м$ закругления протяжной матрицы).

При выполнении операции отбортовки горловины на плоских листовых заготовках радиус закругления матрицы (радиус закругления у основания отбортованной горловины) принимают обычно в интервале:

$$r_м = (1{,}5\ldots2{,}5)s_0,$$

где s_0 – толщина стенки исходной листовой заготовки.

При отбортовке горловины на трубных заготовках (для снижения высоты горловины $h_г$) целесообразно радиус $r_м$ принимать несколько меньше, чем в указанном интервале, особенно при изготовлении переходных тройников из относительно толстостенных трубных заготовок.

Если для переходных тройников с отношением $\frac{d}{D}<0{,}6$ принять $r_м = 1{,}5s_0$, тогда высота горловины в продольной плоскости переходных тройников (см. рис. 1)

$$h_г = r_м + h = 1{,}5s_0 + h,$$

где h – высота цилиндрической части горловины, предусматриваемая в связи с необходимостью выполнения на ее торцевой поверхности фаски под углом 30° для последующей стыковой сварки присоединяемой трубы.

Высоту h можно определять ориентировочно из выражения:

$$h = s_1 \operatorname{tg}30°,$$

где $s_1 = s_0 \frac{d}{D}$.

Зная высоту горловины $h_г$ готового изделия, можно теоретически определить размеры овального отверстия под отбортовку на исходных трубных заготовках в продольном и поперечном сечениях. При этом следует учитывать, что в процессе отбортовки горловины переходных тройников необходимо обеспечить требуемый размер наружного диаметра горловины, следовательно, утонение стенки должно происходить вследствие некоторого увеличения внутреннего диаметра горловины. В связи с этим расстояние A между центрами радиусов закругления протяжной матрицы (см. рис. 1) и диаметр протяжного пуансона $d_п$ определяются из выражений:

$$A = d + 2r_м + 2(s_0 - s_1);$$

$$d_п = d - 2s_1.$$

Длина развертки по среднему слою толщины стенки различных участков горловины переходного тройника существенно не изменяется в процессе отбортовки (вытяжка металла практически отсутствует), поэтому без большой погрешности в этом случае можно определять размеры овального отверстия на боковой поверхности трубной заготовки под отбортовку горловины.

В продольном сечении длина развертки горловины тройника (без учета припусков на механическую обработку) составит (см. рис. 1 и 2, *а*):

$$L_1 = \left(r_м + \frac{s_0}{2}\right)\pi + (s_0 - s_1) + 2h.$$

Тогда размер a овального отверстия

$$a = A - L_1.$$

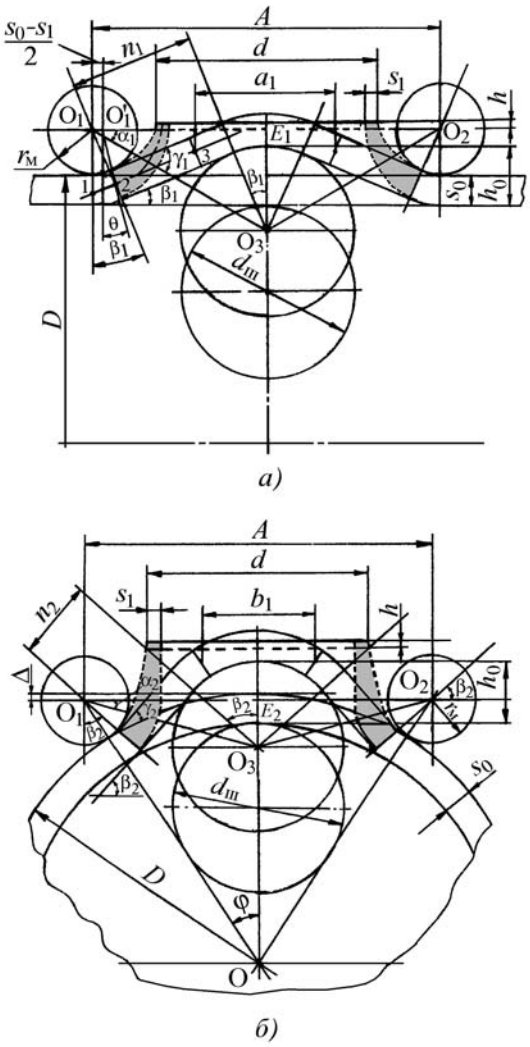


Рис. 2. Схема к расчету размеров овального отверстия под отбортовку горловины переходного тройника на трубной заготовке без выпуклого отростка и с выпуклым отростком

Подставляя значения A и L_1, после некоторых преобразований получаем следующую формулу:

$$a = d + (s_0 - s_1) - 1{,}14r_м - \frac{\pi}{2}s_0 - 2h.$$

Для определения размера b овального отверстия в поперечном сечении выразили длину развертки горловины по среднему слою толщины стенки формулой (см. рис. 1 и рис. 2, *б*):

$$L_2 = 2\left[\left(r_м + \frac{s_0}{2}\right)\left(\frac{\pi}{2} - \varphi\right) + r_м + h + \Delta\right],$$

где

$$\varphi = \arcsin\frac{A}{D + 2r_м};$$

$$\Delta = \frac{D}{2} - \left(\frac{D}{2} + r_м\right)\cos\varphi.$$

Если уложить длину L_2 на поверхность трубной заготовки диаметром D (по среднему слою толщины стенки), можно определить размер b овального отверстия под отбортовку в поперечном сечении из выражения (см. рис. 1):

$$b = (D - s_0)\sin(\varphi - \eta),$$

где $\eta = \dfrac{L_2}{D - s_0}$ – угол в радианах.

Коэффициент отбортовки и степень неравномерности деформации металла на торцевой поверхности отбортованной горловины в продольном и поперечном сечениях определяли по известным формулам:

$$K_a = \frac{a}{d - s_1};\ K_b = \frac{b}{d - s_1};$$

$$s_a = s_0\frac{a}{d - s_1};\ s_b = s_0\frac{b}{d - s_1},$$

где K_a, s_a, K_b, s_b – коэффициент отбортовки и толщина стенки в торцевой зоне отбортованной горловины в продольном и поперечном сечениях соответственно.

По приведенным выше формулам для некоторых типоразмеров переходных тройников с отношением $\dfrac{d}{D} = 0{,}35\ldots0{,}5$ вычислили размеры овального отверстия на боковой поверхности трубных заготовок под отбортовку требуемой горловины и толщину стенки в торцевой зоне отбортованной горловины в продольном и поперечном сечениях, при этом приняли $r_м = 1{,}5s_0$ (табл. 2).

Анализ показал, что осуществлять штамповку указанных переходных тройников простой отбортовкой из трубных заготовок после предварительной вырезки на боковой поверхности соответствующего отверстия не представляется возможным. В торцевых зонах отбортованных горловин, даже при некотором снижении высоты горловины по сравнению с действующими техническими условиями, наблюдается значительная разнотолщинность стенки, а минимальная толщина стенки, как правило, выходит за пределы допускаемых значений.

Предложено такие тройники изготовлять из трубных заготовок отбортовкой за два или три перехода с применением шаровых пуансонов.

Принципиальная схема процесса отбортовки горловины диаметром d переходного тройника из трубной заготовки за два перехода с применением шарового пуансона приведена на рис. 3.

Предварительно на боковой поверхности трубной заготовки *3* выдавливают шаровым пуансоном *2* диаметром $d_ш \approx 0{,}8d$ с использованием протяжной матрицы *1* выпуклый отросток высотой $h_0 \approx 0{,}36d_ш$. Затем на

2. Параметры отбортованной горловины переходных тройников

$D_у$	D	d	$\frac{d}{D}$	s_0, мм	$\frac{s_0}{D}$	$\frac{h_г}{D}$	a	b	$\frac{a}{b}$	s_a	s_b	$\frac{s_a}{s_b}$
мм							мм			мм		
200	219	76	0,35	8	0,036	0,18	50,73	33,43	1,52	5,56	3,66	1,52
				12	0,055	0,27	37,60	11,69	3,22	6,35	2,00	3,20
		89	0,41	8	0,036	0,16	60,73	37,92	1,60	5,72	3,57	1,60
				12	0,055	0,23	50,60	24,34	2,08	7,23	3,48	2,10
		108	0,49	8	0,036	0,134	79,73	48,12	1,66	6,13	3,70	1,66
				12	0,055	0,20	66,60	31,06	2,14	7,84	3,65	2,15

выпуклой поверхности отростка вырезают отверстие, диаметр которого соответствует расчетному значению. После этого на этой же матрице *1* осуществляют второй переход штамповки – отбортовку горловины тройника конусным пуансоном *4* (см. рис. 3).

Такая схема процесса отбортовки горловины переходных тройников позволяет не только уменьшить утонение стенки, но и существенно снизить степень неравномерности толщины стенки в торцевой зоне отбортованной горловины.

Достигается это тем, что при выполнении первого перехода штамповки (выдавливания шаровым пуансоном выпуклого отростка) некоторая часть объема металла трубной заготовки увлекается за счет сил трения на пуансоне из зоны радиусов закругления матрицы в зону горловины. Кроме того, процесс выдавливания шаровым пуансоном сопровождается интенсивным утонением стенки на вершине выпуклого отростка, следовательно, при последующей вырезке в этой зоне отверстия под отбортовку некоторая часть объема металла остается в горловине.

Перед операцией выдавливания выпуклого отростка иногда целесообразно высверливать небольшое отверстие на боковой поверхности трубной заготовки (против центра шарового пуансона). Процесс выдавливания выпуклого отростка шаровым пуансоном протекает в этом случае с более интенсивным утонением стенки на вершине выпуклого отростка, что позволяет оставлять больший объем металла в зоне горловины. Наличие отверстия на боковой поверхности трубной заготовки создает удобство для фиксирования шарового пуансона в начальный момент процесса штамповки.

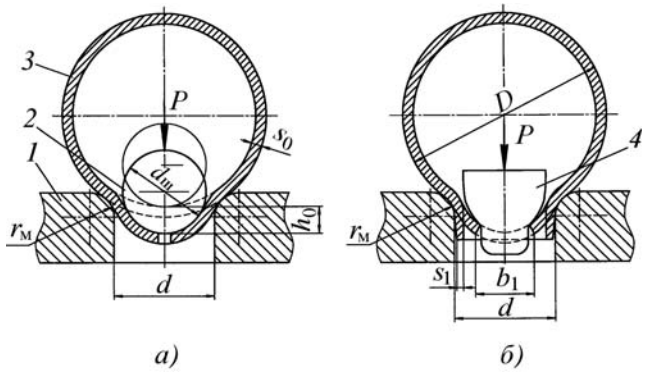


Рис. 3. Схема процесса отбортовки переходного тройника за два перехода с применением шарового пуансона:
а – выдавливание на боковой поверхности трубной заготовки выпуклого отростка шаровым пуансоном; *б* – отбортовка горловины тройника конусным пуансоном

Ниже приведена методика расчета размеров овального отверстия под отбортовку горловины переходных тройников (в продольном и поперечном сечениях) после предварительного выдавливания на боковой поверхности трубной заготовки выпуклого отростка шаровым пуансоном.

Размеры отверстия под отбортовку определяли из условия равенства развертки участков горловины готового тройника по среднему слою толщины стенки и длине соответствующих участков на поверхности выпуклого отростка в продольном и поперечном сечениях (см. рис. 2).

В продольном сечении длину развертки участка горловины готового тройника (против угла $\frac{\pi}{2}-\theta$ с учетом высоты цилиндрической части h) выразили так (см. рис. 2, *а*):

$$L_1^0 = \left(r_м + \frac{s_0}{2}\right)\left(\frac{\pi}{2}-\theta\right)+h,$$

где угол θ определяется из выражения:

$$\theta = \arcsin\left(\sin\beta_1 - \frac{s_0 - s_1}{2r_м + s_0}\right);$$

$$\beta_1 = \gamma_1 - \alpha_1;\ \gamma_1 = \arcsin\frac{r_ш + r_м + s_0}{\sqrt{\frac{1}{4}A^2 + m_1^2}};$$

$$\alpha_1 = \operatorname{arctg}\frac{2m_1}{A};\ m_1 = E_1O_3 = r_ш - h_0 + r_м + s_0.$$

В рассматриваемом случае длина развертки участка горловины L_1^0 меньше, чем размер прямолинейного участка n_1:

$$n_1 = \frac{r_ш + r_м + s_0}{\mathrm{tg}\gamma_1},$$

и составляет отрезок 2–3 (см. рис. 2, *а*). Тогда значение размера a_1 овального отверстия под отбортовку горловины можно определить с учетом отрезка 1–2 (см. рис. 2, *а*) из выражения:

$$a_1 = A - \left[(2r_м + s_0)\left(\frac{\pi}{2} - \theta + \mathrm{tg}\beta_1\right) + 2h\right]\cos\beta_1.$$

В поперечном сечении длину развертки участка горловины готового тройника (начиная от угла β_2 (см. рис. 2, *б*)) выразили так:

$$L_2^0 = \left(r_м + \frac{s_0}{2}\right)\left(\frac{\pi}{2} - \beta_2\right) + r_м + h + \Delta,$$

где

$$\Delta = \frac{D}{2} - \left(\frac{D}{2} + r_м\right)\cos\varphi;$$

$$\varphi = \arcsin\frac{A}{D + 2r_м}.$$

Далее определяем прямолинейный участок n_2 из выражения (см. рис. 2, *б*):

$$n_2 = \frac{r_ш + r_м + s_0}{\mathrm{tg}\gamma_2},$$

где

$$\gamma_2 = \arcsin\frac{r_ш + r_м + s_0}{\sqrt{\frac{1}{4}A^2 + m_2^2}};$$

$$m_2 = E_2O_3 = r_ш - h_0 + s_0 - \Delta.$$

Так как $L_2^0 > n_2$, то разность размеров $(L_2^0 - n_2)$ перейдет на сферическую поверхность радиусом $\left(r_м + \frac{s_0}{2}\right)$ выпуклого отростка трубной заготовки, образуя угол $\delta = \frac{L_2^0 - n_2}{r_ш + \frac{s_0}{2}}$ в радианах.

Размер b_1 овального отверстия под отбортовку в поперечном сечении (см. рис. 2, *б*):

$$b_1 = (2r_ш + s_0)\sin\left(\beta_2 - \frac{L_2^0 - n_2}{r_ш + \frac{s_0}{2}}\right),$$

где $\beta_2 = \gamma_2 - \alpha_2$; $\alpha_2 = \mathrm{arctg}\frac{2m_2}{A}$.

По предложенным формулам определили размеры овального отверстия в трубной заготовке под отбортовку горловины переходного тройника ∅219×89×12 мм $\left(\frac{s_0}{D} = 0{,}055;\ \frac{d}{D} \approx 0{,}4\right)$ и основные параметры отбортованной горловины в продольном и поперечном сечениях при $r_м = 1{,}5s_0$ для двух вариантов штамповки (табл. 3) :

1) трубная заготовка без выпуклого отростка;

2) трубная заготовка после предварительного выдавливания выпуклого отростка.

Из табл. 3 видно, что в случае штамповки переходного тройника ∅219×89×12 мм за два перехода, т.е. с образованием предварительно выпуклого отростка на боковой поверхности трубной заготовки, возможно значительно уменьшить утонение стенки и ее неравномерность в торцевой зоне горловины. Утонение стенки в поперечном сечении горловины тройника уменьшилось почти в 2 раза, а неравномерность толщины стенки, характеризующаяся отношением $\frac{s_a}{s_b}$, снизилась более чем в 1,7 раза.

В зависимости от относительной толщины стенки $\frac{s_0}{D}$ и отношения $\frac{d}{D}$ переходного тройника в некоторых

3. Размеры овального отверстия под отбортовку и основные параметры отбортованной горловины переходных тройников ∅219×89×12 мм

Заготовка без выпуклого участка

$D\times d\times s_0$, мм	$\frac{d}{D}$	$r_м$	a	b	$\frac{a}{b}$	s_a	s_b,	$\frac{s_a}{s_b}$
		мм				мм		
219×89×12	0,4	18	50,64	24,38	2,08	7,23	3,48	2,08

Заготовка с выпуклым участком

$D\times d\times s_0$, мм	$\frac{d}{D}$	$r_м$	a_1	b_1	$\frac{a_1}{b_1}$	s_{a_1}	s_{b_1}	$\frac{s_{a_1}}{s_{b_1}}$
		мм				мм		
219×89×12	0,4	18	56,83	47,39	1,2	8,09	6,8	1,2

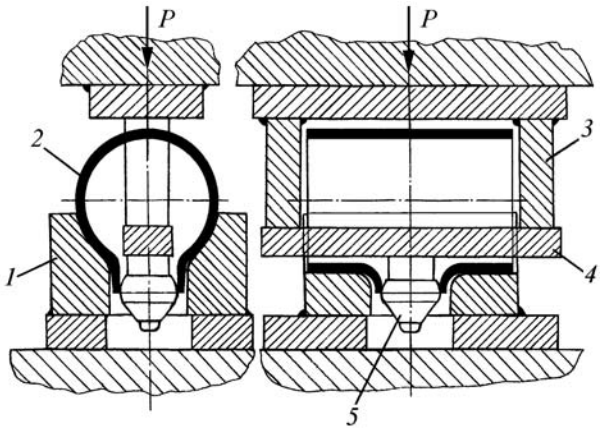


Рис. 4. Конструктивная схема штампа для отбортовки горловины переходных тройников:
1 – матрица; *2* – трубная заготовка; *3* – давильник; *4* – траверса; *5* – конусный пуансон

случаях для снижения утонения стенки в торцевой зоне горловины целесообразно осуществлять процесс штамповки за три и более переходов.

После выполнения первого перехода (выдавливание выпуклого отростка на боковой поверхности трубной заготовки и вырезка соответствующего отверстия на вершине выпуклого отростка) осуществляют второй переход – дополнительное выдавливание отростка шаровым пуансоном бóльшего диаметра. Затем производят окончательно вырезку соответствующего отверстия и отбортовку горловины конусным пуансоном.

По предложенной технологии из стали 09Г2С была изготовлена промышленная партия 10 переходных тройников диаметром $D \times d$ = 219×89 мм $\left(\frac{d}{D} \cong 0{,}4\right)$ из трубных заготовок ∅219×12 мм. Штамповку тройников проводили на гидравлическом прессе за три перехода в специальном штампе, конструктивная схема которого приведена на рис. 4 (показан конечный момент процесса отбортовки горловины конусным пуансоном).

Первые два перехода выполняли на этом же штампе с применением шаровых пуансонов диаметром соответственно 50 и 72 мм для выдавливания на боковой поверхности трубной заготовки выпуклых отростков с последующей вырезкой отверстий на их вершинах. Размеры соответствующих отверстий определяли по описанной выше методике расчета.

Изготовленные по данной технологии переходные тройники ∅219×89 мм из трубных заготовок толщиной стенки s_0 = 12 мм соответствовали требованиям технических условий заказчика.

Высота отбортованной горловины после выполнения механической обработки $h_г$ = 18 мм, что составляло $\frac{h_г}{d} = \frac{18}{89} \approx 0{,}2$ при толщине стенки в торцевой зоне горловины не менее s_1 = 6 мм (из условия равнопрочности толщина стенки s_1 в торцевой зоне горловины таких тройников допускается $s_1 = s_0 \frac{d}{D} = 12\frac{89}{219} \approx 4{,}8$ мм). В отличие от способа простой отбортовки (за один переход) в торцевой зоне горловины получили лишь незначительную разнотолщинность стенки.

Номенклатура по типоразмерам существующих в отечественной промышленности переходных тройников огромная. Поэтому для практического использования предложенной относительно сложной в математическом плане методики расчета основных параметров отбортованной горловины переходных тройников создана компьютерная программа.

По заданным исходным данным возможно быстро получить все необходимые параметры отбортованной горловины различных типоразмеров переходных тройников как для случая простой отбортовки, так и при отбортовке горловины после предварительного выдавливания шаровым пуансоном выпуклого отростка на боковой поверхности исходной трубной заготовки.

Исходными данными для расчета являются:

D и d – наружный диаметр корпуса и диаметр горловины переходного тройника;

s_0 и s_1 – толщины стенки корпуса и горловины переходного тройника;

$r_м$ – радиус закругления протяжной матрицы;

$h = 0{,}6s_1$ – высота цилиндрической части горловины тройника;

$A = d + 2r_м + 2(s_0 - s_1)$ – расстояние между центрами радиусов закругления протяжной матрицы;

$d_ш = 2r_ш$ – диаметр шарового пуансона;

h_0 – рабочий ход шарового пуансона;

$h_г = r_м + h$ – высота горловины тройника.

Предварительные расчеты позволят в каждом конкретном случае вносить соответствующие коррективы в технологический процесс штамповки для получения необходимых параметров отбортованной горловины переходного тройника согласно действующим техническим условиям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А.** Штамповка, гибка деталей для сварных сосудов, аппаратов и котлов. М.: Машиностроение, 2003.

Виктор Петрович Лукьянов, канд. техн. наук;
Игорь Иванович Маткава, директор;
Валентин Александрович Бойко, зам. начальника отдела кузнечно-штамповочного производства;
Владимир Александрович Елхов, начальник технического отдела;
Дмитрий Владимирович Доценко, программист;
Александр Геннадьевич Безкоровайнов, инженер

С.Б. Марьин *(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)*

Возможности применения эластичных и сыпучих материалов для изготовления деталей из трубных заготовок в промышленности

Приведено описание технологических процессов изготовления деталей из трубных заготовок с применением эластичных и сыпучих рабочих тел.

Technological process description for component parts manufacturing from tubular billets with application elastic and loose working bodies underwritten.

Ключевые слова: трубные заготовки; эластично-сыпучие среды; устройство и рабочее тело для раздачи трубы; наполнитель; эластичные гранулы; электроконтактный нагрев.

Key words: tubular billets; elastic and loose medium; device and actuating medium for tube dispensation; elastic pellets; electrocontact heating.

Сокращение сроков освоения новых изделий, снижение себестоимости их изготовления и металлоемкости применяемой оснастки, повышение конкурентоспособности продукции отечественного производства оказывают мощное стимулирующие воздействие на разработку новой техники и технологий. В связи с чем особенно актуальной становится проблема разработки ресурсосберегающих технологий и оборудования, обеспечивающих сокращение всех видов трудовых и материальных затрат при наилучшем их качестве.

Одной из важных задач повышения эффективности отечественного производства является интенсификация технологических процессов изготовления изделий, в частности, технологических процессов изготовления деталей из трубных заготовок.

Среди всего разнообразия деталей значительное место занимают детали гидравлических, газовых и топливных магистралей (патрубки, тройники, фитинги, переходники, муфты, фланцы и пр.), изготовляемые с помощью операций формовки, раздачи, гибки и т.д., в которых зачастую применяются эластичные материалы. При этом наблюдается устойчивая тенденция к использованию все более стойких и прочных материалов, например титановых сплавов, которые являются пластически труднодеформируемыми. Повышению пластичности этих материалов способствует определенное увеличение или понижение температуры.

В последнее десятилетие в связи с необходимостью непрерывной модернизации изделий на первый план выходят задачи пластического деформирования, в которых используются универсальные формообразующие элементы штамповой оснастки.

Широкое распространение в технологических процессах обработки материалов давлением (ОМД) получил способ раздачи трубы давлением жидкости, газа или эластичной среды, подаваемым во внутреннюю полость заготовки (рис. 1).

Давление раздачи жидкостью или газом определяется из выражения

$$q = \frac{\beta\sigma_s S\left(\frac{R_0 S_0}{\rho S} + 2\frac{\rho}{R_0} - 3\right)}{R_\Theta\left(\frac{R_0 S_0}{\rho S} + \frac{\rho}{R_0} - 3\right)} + \frac{\beta\sigma_s S\left(2\frac{R_0 S_0}{\rho S} + \frac{\rho}{R_0} - 3\right)}{R_m\left(\frac{R_0 S_0}{\rho S} + \frac{\rho}{R_0} - 3\right)},$$

где S – толщина получаемой детали, равная

$$S = \frac{S_0 R_0^2}{\rho} \times \frac{3 - \frac{2R_\Theta}{R_m} - \left(\frac{2R_\Theta}{R_m} - 1\right)\frac{R_0^2}{\rho^2}}{2(3R_0 - \rho) - \left[1 - \left(\frac{R_0}{\rho}\right)^2\right]\left[\frac{R_\Theta}{R_m}(3R_0 - \rho) + 2\rho - 3R_0\right]}.$$

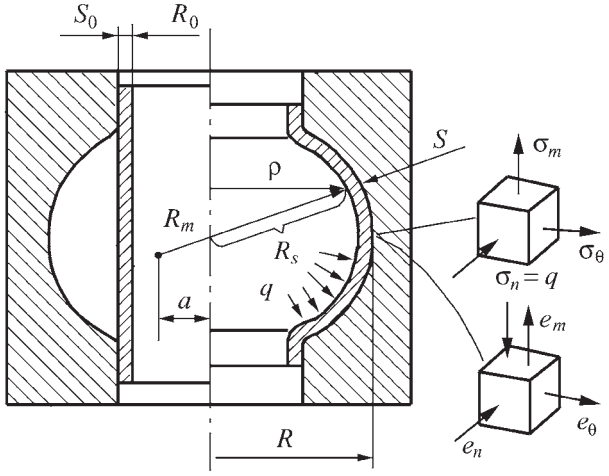


Рис. 1. Схема процесса раздачи трубы

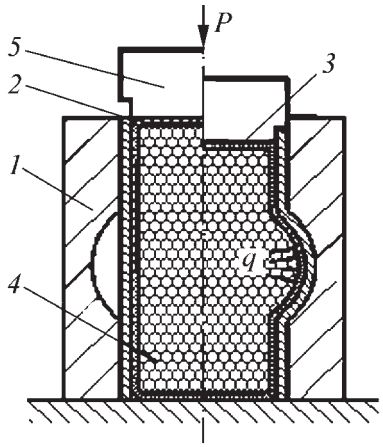


Рис. 2. Устройство для раздачи труб:
1 – полуматрицы; *2* – трубная заготовка; *3* – эластичная оболочка; *4* – наполнитель; *5* – пуансон

При проведении процесса раздачи с помощью резины определение величины потребной силы необходимо производить с учетом сил, требуемых на сжатие резинового пуансона $P_{рез}$ и преодоление сил трения между ним и заготовкой $P_{тр}$:

$$P = q\pi(r_{заг} - S_0)^2 + P_{рез} + P_{тр}.$$

В качестве рабочего инструмента обычно используют пуансон, который выполняется в виде резинового или полиуретанового стержня. Большой интерес представляют процессы формообразования трубных деталей эластично-сыпучими средами, которые слагаются из эластичных гранул. Использование гранулированного полиуретана позволяет получить равномерное распределение силы по всему объему сжимаемой среды благодаря тому, что гранулы в процессе штамповки имеют возможность перемещаться друг относительно друга. В последнее время на производстве все чаще применяется гранулированный полиуретан ВИТУР-Т, основными преимуществами которого являются сочетание пластичности с твердостью, высокое сопротивление истиранию и сопротивление на разрыв, способность выдерживать высокую нагрузку сжатия (до 250...300 МПа).

На рис. 2 показано устройство и рабочее тело для раздачи трубы. Устройство работает следующим образом. В рабочую полость жестких полуматриц *1*, закрепленных на столе пресса, вставляется трубная заготовка *2*. Затем полуматрицы сжимаются с боков для предотвращения их раскрытия в процессе штамповки. Внутрь заготовки устанавливается рабочее тело, состоящее из эластичной оболочки *3* и наполнителя в виде эластичных гранул и смазки *4*, а с торца трубы устанавливают нажимной пуансон *5*, который давит с силой *P* на рабочее тело, и трубная заготовка под действием давления *q* принимает форму жесткой матрицы.

Наличие эластичной оболочки в рабочем теле позволяет использовать жидкие смазки, при которых трение между гранулами значительно снижается, что способствует более свободному перемещению гранул относительно друг друга и обеспечивает равномерную передачу давления в зону раздачи трубы. Разработанное устройство и рабочее тело позволяют снизить себестоимость изготовляемых деталей из труб за счет простоты используемой оснастки при обеспечении необходимых стабильных механических свойств изделия, значительных степеней формоизменения, минимальных утонений стенок, высоком качестве внутренней и внешней поверхностей.

Для изготовления деталей трубопроводов наряду с традиционными материалами, такими как алюминиевые сплавы (АМг2, АМг3, АМг6, АМцМ, Д16М, Д16Т) и стали (12Х18Н10Т, 12Х17Г9, 30ХГСА), все шире используются титановые сплавы (ОТ4, ОТ41, ВТ14, ВТ20 и т.д.), особенно для узлов ответственного назначения. Технологические возможности раздачи жидкостью, газом и эластичной средой для титановых сплавов весьма ограничены, поэтому наиболее часто применяемым способом интенсификации является нагрев заготовки в процессе деформирования до температуры 980 °С, обеспечивающей повышение пластических свойств материала.

Осуществление процесса деформирования при температурах выше 80 °С, как правило, сопровождается разрушением пуансона, выполненного из резины или полиуретана, поэтому необходимо применять в качестве рабочего тела термостойкую резину или сыпучие термостойкие материалы, например порошок оксида алюминия или тальк. Однако использование сыпучих материалов в качестве рабочих тел для передачи силы при раздаче требует дополнительных устройств, например вибрационных или псевдоожижающих.

Для решения данной проблемы целесообразно использование устройства с применением элетроконтактного нагрева и эластично-сыпучего рабочего тела (рис 3).

В подготовленную матрицу *1* вставляют трубную заготовку *7*, внутрь которой устанавливают эластичный стержень *5* (например, из резины), засыпая его сыпучим неэлектропроводным материалом с низким

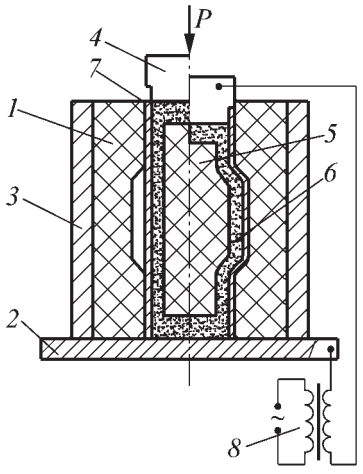


Рис. 3. Устройство с электроконтактным нагревом для раздачи труб:
1 – матрица; *2* – основание; *3* – обойма; *4* – пуансон; *5* – эластичный стержень; *6* – сыпучая термостойкая среда; *7* – трубная заготовка; *8* – трансформатор

коэффициентом теплопроводности, например порошком оксида алюминия или тальком, после чего устанавливают пуансон *4*. Посредством перемещения ползуна пресса (на рисунке не показан) с силой *P* перемещается пуансон *4*. От пуансона *4* эта сила передается на эластичный стержень *5* через сыпучий материал *6*, в результате чего стержень *5* деформируется, передавая силу *P* через сыпучую среду *6* на стенки трубной заготовки *7*.

Перемещение пуансона *4* приводит к замыканию цепи трансформатора *8*, осуществляются электроконтактный нагрев заготовки *7* и формообразование детали. При ходе ползуна вверх происходит размыкание цепи трансформатора *8* электроконтактного нагрева. Затем разбирают матрицу *1*, вынимают готовую деталь *7* и рабочее тело.

Использование комбинации сыпучего термостойкого материала и эластичного стержня в рабочем теле ведет к упрощению штамповой оснастки и позволяет обеспечить равномерную передачу давления по всем зонам деформирования заготовки при ее разогреве непосредственно в штампе.

Штамповка эластичными средами является одним из наиболее универсальных способов обработки тонколистовых материалов и используется при изготовлении деталей, выпускаемых в количестве 10...20 тыс. шт в год. При данном способе используется простая и дешевая оснастка, штамповка выполняется на обычном, серийно выпускаемом оборудовании, что обуславливает ее производительность и обеспечивает достаточно высокое качество продукции.

По данным специалистов стоимость штампа с использованием эластомера в 5–25 раз дешевле, их металлоемкость ниже в 5–8 раз, а сроки подготовки производства в 3–10 раз меньше, чем при использовании жестких инструментальных штампов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. **Пат. 2205086 РФ,** МКИ С2 7 В 21 D D 41/02, 22/10. Рабочее тело для передачи усилия при раздаче трубы / С.Б. Марьин. Опубл. 27.05.03. Бюл. № 15.

3. **Пат. 2252832 РФ,** МКИ С2 7 В 21 D 7/16, 22/10. Штамп для формовки трубчатых заготовок / С.Б. Марьин. Опубл. 27.05.2005. Бюл. № 15.

Сергей Борисович Марьин, канд. техн. наук

УДК 621.983; 539.374

С.С. Яковлев, Е.Ю. Поликарпов *(Тульский государственный университет; ЗАО "ЗЭМ РКК "Энергия" им. С.П. Королева", г. Королев)*

Технологические параметры процесса реверсивной вытяжки осесимметричных деталей с фланцем из анизотропного материала*

Приведены результаты теоретических исследований силовых режимов и предельных возможностей деформирования процесса реверсивной вытяжки осесимметричных деталей с фланцем из трансверсально-изотропного материала. Установлено влияние технологических параметров, геометрии рабочего инструмента, анизотропии механических свойств заготовки, условий трения на контактных поверхностях рабочего инструмента и заготовки на силовые режимы и предельные возможности формоизменения.

Results of theoretical researches of power circumstances and the extreme deformation levels of the reverse drawing process of axisymmetrical details with flange from transverse-isotropic material are proposed. Influence of technological parameters, geometry of the task tool, anisotropy of mechanical properties, task tool and billet contact surfaces tribological conditions on the power circumstances and extreme deformation levels of the reverse drawing process were established.

Ключевые слова: анизотропия механических свойств; деформация; заготовка; напряжение; предельные возможности формоизменения; реверсивная вытяжка.

Key words: anisotropy of mechanical properties; deformation; billet; stress; extreme deformation levels; reverse drawing.

В различных отраслях машиностроения широко распространены крупногабаритные осесимметричные изделия (оболочки емкостей, корпусные детали, сосуды высокого давления, днища баков, полуторы и т.д.), которые изготовляются методами глубокой вытяжки. Эти конструкции требуют применения высокопрочных материалов, которые трудоемки в обработке. Качество обработки влияет на тактико-технические характеристики изделий и их надежность. Тру-

* Работа выполнена по гранту РФФИ (№ 07-01-96409).

доемкость их производства составляет 70...80 % общей трудоемкости изделия.

Прокат, используемый для процессов глубокой вытяжки, как правило, обладает анизотропией механических свойств, которая зависит от физико-химического состава сплава и технологии его получения. Анизотропия механических свойств заготовки оказывает существенное влияние на силовые, деформационные параметры процессов обработки металлов давлением, на качество получаемых изделий.

Тонкостенные полуторы обычно изготовляют реверсивным методом штамповки. Этот метод применяют для увеличения растягивающих и уменьшения сжимающих напряжений. Реверсивная вытяжка является высокопроизводительным процессом, обеспечивающим получение изделий с высоким качеством поверхности. Несмотря на широкое применение этого способа, теория процесса реверсивной вытяжки осесимметричных деталей из анизотропных материалов разработана недостаточно.

Рассмотрен процесс реверсивной осесимметричной детали с фланцем с коэффициентом вытяжки m_d. Операция реверсивной вытяжки обычно осуществляется на матрицах с радиальным профилем [1]. Схема процесса реверсивной вытяжки, соответствующая установившейся стадии процесса, приведена на рис. 1.

Исследовали распределение напряжений и деформаций в заготовке при реверсивной вытяжке осесимметричных деталей с фланцем. Очаг пластической деформации состоит из шести участков.

Участок *1* расположен на плоскости матрицы и ограничен краем заготовки с текущей координатой $R_к$ с одной стороны и постоянной координатой $r_{гр1}$, точкой сопряжения плоского и криволинейного участков матрицы; участок *2* охватывает кромку матрицы и ограничен координатами $r_{гр1}$ и r_{n-1}; участок *3* (цилиндрический участок); участок *4* охватывает кромку матрицы и ограничен координатами r_{n-1} и $r_{гр2}$; участок *5* расположен на плоскости матрицы и ограничен координатами $r_{гр2}$ и $r_{гр3}$; участок *6* расположен на тороидальной поверхности матрицы и ограничен координатами $r_{гр3}$ и r_n.

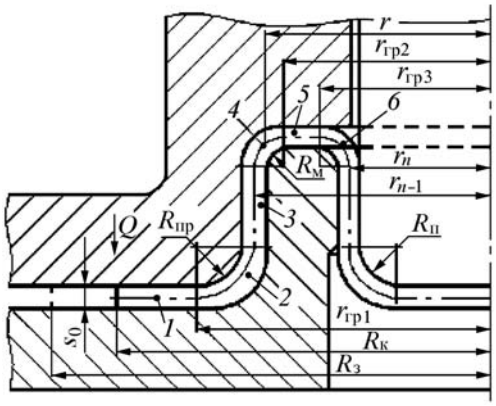


Рис. 1. Схема реверсивной вытяжки осесимметричных деталей с фланцем

Приняли, что напряженное состояние плоское; материал заготовки – несжимаемый, трансверсально-изотропный, подчиняющийся условию пластичности Мизеса-Хилла и ассоциированному закону пластического течения [2]; толщина стенки исходного полуфабриката постоянна по всей его высоте.

Меридиональные σ_r и окружные σ_θ напряжения на участке *1* очага пластической деформации определяем численным решением приближенного уравнения равновесия

$$r\frac{d\sigma_r}{dr}+\sigma_r\left(1+\frac{rds}{sdr}\right)-\sigma_\theta=0 \qquad (1)$$

совместно с условием пластичности

$$\sigma_r^2+\sigma_\theta^2-\frac{2R}{1+R}\sigma_r\sigma_\theta=\sigma_s^2 \qquad (2)$$

при граничном условии, учитывающем влияние силы прижима на кромке матрицы:

при

$$r=R_к\ \ \sigma_\rho=\frac{\mu Q}{\pi R_к s}, \qquad (3)$$

где Q – сила прижима, $Q=\pi(R_к^2-r_{гр1}^2)q$; q – давление прижима; μ – коэффициент трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки; R – коэффициент нормальной анизотропии; σ_s – сопротивление материала пластическому деформированию; s – текущая толщина заготовки; r – координата рассматриваемого сечения очага деформации.

Рассмотрим кинематическое и деформированное состояние материала на этом участке. Скорости деформации в меридиональном ξ_r, тангенциальном ξ_θ направлениях и по толщине ξ_z вычисляем по выражениям

$$\xi_r=\frac{dv_r}{dr};\ \ \xi_\theta=\frac{v_r}{r};\ \ \xi_z=\frac{\dot{s}}{s}, \qquad (4)$$

где v_r – меридиональная скорость течения.

Используя уравнение несжимаемости $\xi_r+\xi_\theta+\xi_z=0$ и уравнения связи скоростей деформаций и напряжений, найдем [2]

$$\frac{dv_r}{dr}=-\frac{v_r}{r}(1+f);\ f=-\frac{\sigma_r+\sigma_\theta}{\sigma_\theta(1+R)-R\sigma_r}. \qquad (5)$$

Уравнение для определения изменения толщины заготовки

$$\frac{ds}{s}=\frac{dr}{r}f. \qquad (6)$$

Учитывая (6), получаем уравнение равновесия (1) в виде

$$r\frac{d\sigma_r}{dr}+\sigma_r(1+f)-\sigma_\theta=0. \qquad (7)$$

Уравнение (7), в котором известны все входящие в него величины, интегрируем численно методом конечных разностей от краевой части заготовки. Окружное напряжение σ_θ вычисляем из условия пластичности (2). При анализе процесса вытяжки без прижима в граничном условии (3) необходимо принять $Q = 0$.

Меридиональные σ_r и окружные σ_θ напряжения на участке *2* очага пластической деформации определяем решением приближенного уравнения равновесия

$$r\frac{d\sigma_r}{dr}+\sigma_r\left(1+\frac{ds}{s}\frac{r}{dr}\right)-\sigma_\theta-\frac{\mu r\sigma_r}{dr}d\varphi=0 \qquad (8)$$

совместно с условием пластичности (2) при граничном условии, учитывающем влияние изгиба заготовки на кромке матрицы:

при

$$r=r_{\text{гр}1}\quad \sigma_r=\sigma_r(r_{\text{гр}1})+\sigma_s(r_{\text{гр}1})\frac{s}{4R'_{\text{пр}}}, \qquad (9)$$

где $R'_{\text{пр}}=R_{\text{пр}}+0{,}5s$; $R_{\text{пр}}$ – радиус закругления прижима; $\sigma_r(r_{\text{гр}1})$ и $\sigma_s(r_{\text{гр}1})$ – меридиональное напряжение и сопротивление материала пластическому деформированию, вычисленные при $r = r_{\text{гр}1}$.

Принимая во внимание соотношение (8), уравнение равновесия можно записать так

$$r\frac{d\sigma_r}{dr}+\sigma_r(1+f)-\sigma_\theta-\frac{\mu r\sigma_r}{dr}d\varphi=0. \qquad (10)$$

На участке *3* очага деформации меридиональное напряжение σ_r определяем по формуле

$$\sigma_r=\sigma_r(r_{n-1})+\sigma_s(r_{n-1})\frac{s}{4R'_{\text{пр}}}, \qquad (11)$$

а окружное напряжение σ_θ – из условия пластичности (2).

Для нахождения меридионального σ_r и окружного σ_θ напряжений на участке *4* решаем уравнение равновесия (10) совместно с условием пластичности (2) при граничном условии $r = r_{n-1}$

$$\sigma_r=\sigma_r(r_{n-1})+\sigma_s(r_{n-1})\frac{s}{4R'_{\text{м}}}, \qquad (12)$$

где $R'_{\text{м}}=R_{\text{м}}+0{,}5s$, $R_{\text{м}}$ – радиус закругления матрицы; $\sigma_r(r_{n-1})$ и $\sigma_s(r_{n-1})$ – меридиональное напряжение и сопротивление материала пластическому деформированию, вычисленные при $r = r_{n-1}$.

Интегрирование уравнения равновесия (7) совместно с условием пластичности (2) при граничном условии $r = r_{\text{гр}2}$

$$\sigma_r=\sigma_r(r_{\text{гр}2})+\sigma_s(r_{\text{гр}2})\frac{s}{4R'_{\text{м}}} \qquad (13)$$

позволяет определить распределение напряжений на участке *5*, где $\sigma_r(r_{\text{гр}2})$ и $\sigma_s(r_{\text{гр}2})$ – меридиональное напряжение и сопротивление материала пластическому деформированию, вычисленные при $r = r_{\text{гр}2}$.

Меридиональные σ_r и окружные σ_θ напряжения на участке *6* очага пластической деформации определяются решением приближенного уравнения равновесия (10) совместно с условием пластичности (2) при граничном условии, учитывающем влияние изгиба заготовки на кромке матрицы,

$$\text{при } r=r_{\text{гр}3}\ \ \sigma_r=\sigma_r(r_{\text{гр}3})+\sigma_s(r_{\text{гр}3})\frac{s}{4R'_{\text{м}}}, \qquad (14)$$

где $R'_{\text{м}}=R_{\text{м}}+0{,}5s$; $\sigma_r(r_{\text{гр}3})$ и $\sigma_s(r_{\text{гр}3})$ – меридиональное напряжение и сопротивление материала пластическому деформированию, вычисленные при $r = r_{\text{гр}3}$.

Максимальное меридиональное напряжение $\sigma_{r\,\max}$ соответствует $r = r_n$:

$$\sigma_{r\ \max}=\sigma_r(r_n)+\sigma_s(r_n)\frac{s}{4R'_{\text{м}}}, \qquad (15)$$

где $\sigma_r(r_n)$ и $\sigma_s(r_n)$ – меридиональное напряжение и сопротивление материала пластическому деформированию, вычисленные при $r = r_n$.

Силу процесса вычисляем по формуле

$$P=2\pi r_n s\sigma_{r\ \max}|_{r=r_n}. \qquad (16)$$

Рассмотрим деформированное состояние заготовки. Приращение окружной деформации $d\varepsilon_\theta$ определяем как

$$d\varepsilon_\theta=\frac{dr}{r}.$$

Приращения меридиональных деформаций $d\varepsilon_r$ и деформаций по толщине заготовки $d\varepsilon_z$ можно рассчитать с учетом ассоциированного закона пластического течения следующим образом

$$d\varepsilon_z=-d\varepsilon_\theta\frac{\sigma_r+\sigma_\theta}{\sigma_\theta(1+R)-R\sigma_r};\quad d\varepsilon_r=-(d\varepsilon_\theta+d\varepsilon_z).$$

Приращение интенсивности деформации $d\varepsilon_i$ определяем по формуле [2]

$$d\varepsilon_i=\frac{\sqrt{2(2+R)}}{\sqrt{3}(2R+1)}\{R(d\varepsilon_r-d\varepsilon_\theta)^2+ \qquad (17)$$
$$+[d\varepsilon_\theta(1+R)+Rd\varepsilon_r]^2+[d\varepsilon_r(1+R)+Rd\varepsilon_\theta]^2\}^{1/2},$$

а интенсивность деформации ε_i – по формуле

$$\varepsilon_i = \int_{R_к}^{r} d\varepsilon_i .$$

Для учета упрочнения материала воспользуемся зависимостью

$$\sigma_s = \sigma_{0,2} + A(\varepsilon_i)^n ,$$

где $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести; A и n – характеристики кривой упрочнения материала.

Изменение толщины заготовки в процессе реверсивной вытяжки осесимметричных деталей вычисляем по соотношению

$$\ln\frac{s}{s_0} = -\int_{R_к}^{r} \frac{\sigma_r + \sigma_\theta}{\sigma_r R - \sigma_\theta (1+R)} \frac{dr}{r}.$$

Величину $R_к$ в процессе деформации определяем из условия постоянства объема заготовки в зависимости от перемещения пуансона с учетом изменения толщины заготовки.

Силовые режимы операции реверсивной вытяжки исследовали в зависимости от коэффициента вытяжки m_d, радиуса закругления матрицы $R_м$, коэффициента трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки μ и давления прижима q для алюминиевого АМг6 и титанового ПТ-3Вкт сплавов, механические свойства которых следующие [2]:

алюминиевый сплав АМг6 – $\sigma_{0,2}$ = 195,7 МПа; A = = 277,24 МПа; n = 0,256; R = 0,6;

титановый сплав ПТ-3Вкт – $\sigma_{0,2}$ = 600,8 МПа; A = = 502,44 МПа; n = 0,559; R = 2.

Расчеты проводили при r_n = 950 мм; s_0 = 3,5 мм в следующих диапазонах изменения технологических параметров процесса: m_d = 0,6...0,9; $\overline{R}_м$ = 2…20; μ = = 0,01...0,3; q = 0...6 МПа; $\overline{R}_м = R_м / s_0$.

Выбор оборудования зависит от диаграммы процесса реверсивной вытяжки "сила–путь", которую можно построить по приведенным выше соотношениям. Зависимости относительной силы

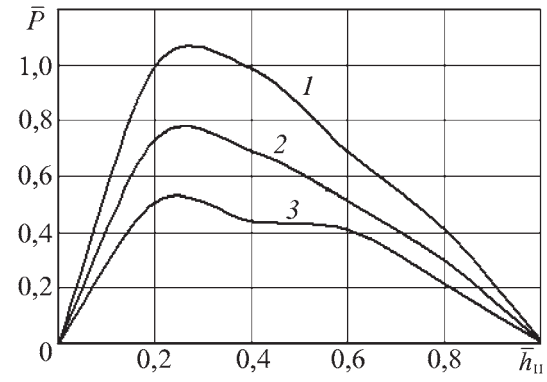


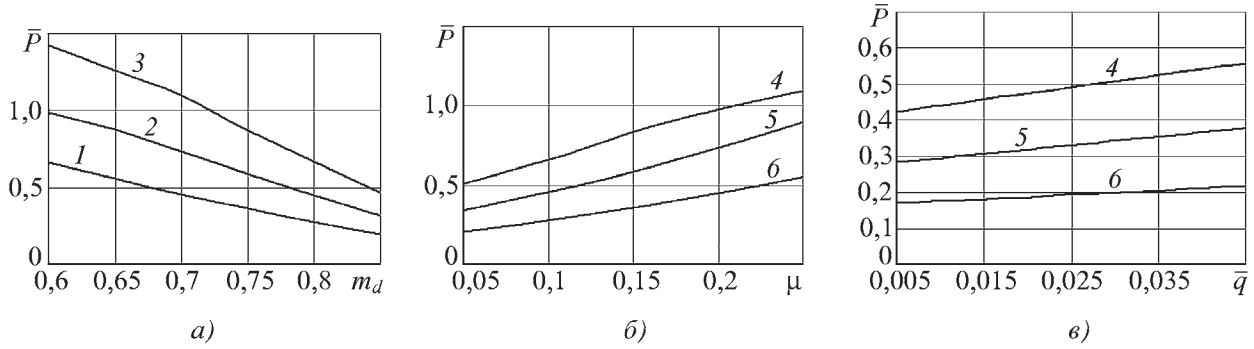
Рис. 2. Зависимости $\overline{P}$ от $\overline{h}_п$ для титанового сплава ПТ-3Вкт (μ = 0,05) при фиксированных значениях коэффициента вытяжки m_d:
1 – 0,6; *2* – 0,7; *3* – 0,8

$\overline{P} = P/(2\pi r_n s_0 \sigma_{0,2})$ процесса реверсивной вытяжки осесимметричных деталей с фланцем из титанового сплава ПТ-3Вкт от относительного перемещения пуансона $\overline{h}_п = h/h_п$ при фиксированных значениях коэффициента вытяжки m_d приведены на рис. 2, где $h_п$ – рабочий ход пуансона; s_0 = 3,5 мм; $R_м$ = $R_{пр}$ = 50 мм; q = = 5 МПа.

Установлено, что зависимости $\overline{P}$ от $\overline{h}_п$ носят сложный характер. Расчеты показали, что с уменьшением m_d и увеличением μ величина $\overline{P}$ возрастает. Уменьшение коэффициента вытяжки m_d от 0,8 до 0,6 сопровождается ростом $\overline{P}$ в 2 раза. Увеличение μ от 0,1 до 0,3 сопровождается повышением максимальной величины накопленных микроповреждений ω_e в 1,75 раза.

На рис. 3 приведены зависимости относительной максимальной силы $\overline{P}$ от коэффициента вытяжки m_d, коэффициента трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки μ и относительного давления прижима $\overline{q} = q/\sigma_{0,2}$ для алюминиевого сплава АМг6 (s_0 = 3,5 мм; $R_м$ = 50 мм).

Анализ зависимостей на рис. 3 показал, что относительная сила $\overline{P}$ возрастает с уменьшением m_d, увеличением μ и $\overline{q}$.



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Зависимости $\overline{P}$ от m_d (*а*), μ (*б*) и $\overline{q}$ (*в*) для алюминиевого сплава АМг6:
а – q = 5 МПа; *б* – q = 5 МПа; *в* – μ = 0,05; *1* – μ = 0,1; *2* – μ = 0,2; *3* – μ = 0,3; *4* – m_d = 0,6; *5* – m_d = 0,7; *6* – m_d = 0,8

Предельные возможности процесса вытяжки ступенчатых деталей ограничиваются максимальным осевым напряжением $\sigma_{r\,\max}$ в стенке детали на выходе из очага деформации, которое не должно превышать сопротивление материала пластическому деформированию в условиях плоского напряженного состояния с учетом упрочнения [2]

$$\sigma_{r\ \max} \le \sigma^*_{sr},\ \ \sigma^*_{sr} = \sigma_s\ , \tag{18}$$

и допустимой степенью использования ресурса пластичности

$$\omega_e = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{d\varepsilon_i}{\varepsilon_i^{\text{пр}}} \le \chi \tag{19}$$

и критерия локальной потери устойчивости заготовки, полученного на основе критерия положительности добавочных нагрузок, для плоского напряженного состояния заготовки [2]:

$$\begin{aligned} \frac{1}{z} &= \frac{d\sigma_i}{\sigma_i\, d\varepsilon_i} > \frac{a_x - a_{xy}m}{\sqrt{a_x - 2a_{xy}m + a_y m^2}}; \\ \frac{1}{z} &= \frac{d\sigma_i}{\sigma_i\, d\varepsilon_i} > \frac{a_y m - a_{xy}}{\sqrt{a_x - 2a_{xy}m + a_y m^2}}, \end{aligned} \tag{20}$$

где $\varepsilon_i^{\text{пр}} = \varepsilon_i^{\text{пр}}(\sigma/\sigma_i)$ – предельная интенсивность деформации; σ – среднее напряжение, $\sigma = (\sigma_r + \sigma_\theta)/3$;

$$\sigma_i = \left\{ \frac{3}{2}[R(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + \sigma_\theta^2 + \sigma_r^2] \Big/ (2+R) \right\}^{1/2};$$

$$m = \frac{\sigma_\theta}{\sigma_r};\ a_x = a_y = \frac{3(R+1)}{2(2+R)};\ a_{xy} = \frac{3R}{2(2+R)};$$

$$\sigma_i = \sigma_x \sqrt{a_x - 2a_{xy}m + a_y m^2}\,.$$

В зависимости от условий эксплуатации или последующей обработки изготовляемого изделия уровень повреждаемости не должен превышать величины χ. До деформации (при $t = t_0$) $\omega_e = 0$, а в момент разрушения ($t = t_{\text{р}}$) $\omega_e = \chi = 1$.

При назначении степеней деформации в процессе пластического формоизменения следует учитывать рекомендации по степени использования ресурса пластичности В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова, согласно которым для ответственных деталей, работающих и подвергающихся после обработки давлением термической обработке (отжигу или закалке), χ = = 0,25, а для неответственных деталей можно принять χ = 0,65 [3, 4].

Предельную интенсивность деформации $\varepsilon_i^{\text{пр}}$ находим по выражению

$$\varepsilon_i^{\text{пр}} = \Omega \exp\left(U \frac{\sigma}{\sigma_i} \right), \tag{21}$$

где Ω, U – константы деформируемого материала, определяемые в зависимости от рода материала, согласно работам В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова [3, 4].

Предельные возможности операции реверсивной вытяжки исследовали в зависимости от радиуса закругления матрицы $R_{\text{м}}$, коэффициента трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки μ и давления прижима q.

Расчеты выполняли для алюминиевого АМг6 и титанового ПТ-3Вкт сплавов, для которых константы, входящие в выражение (21), следующие:

алюминиевый сплав АМг6 – $\Omega = 0{,}716$; $U = -1{,}24$;

титановый сплав ПТ-3Вкт – $\Omega = 1{,}2365$; $U = -1{,}3375$.

Исследования проводили при r_n = 1000 мм; s_0 = = 3,5 мм в следующих диапазонах изменения технологических параметров процесса: $\overline{R}_{\text{м}} = \overline{R}_{\text{пр}} = 2\ldots20$; μ = = 0,01...0,3; q = 0...6 МПа; $\overline{R}_{\text{м}} = R_{\text{м}}/s_0$.

На рис. 4 приведены графические зависимости предельного коэффициента вытяжки $m_d^{\text{пр}}$ от коэффициента трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки μ и относительного давления прижима $\overline{q} = q/\sigma_{0,2}$ для алюминиевого сплава АМг6, где кривые *1*, *2*, *3*, *4* и *5* соответствуют значениям $m_d^{\text{пр}}$, вычисленным по максимальному напряжению в стенке детали на выходе из очага деформации (18), допустимой величине накопленных микроповреждений (19) при χ = 1; 0,65 и 0,25 и критерию локальной потери устойчивости (20) соответственно. Положения кривых *1–5* определяют возможности деформирования заготовки в зависимости от технических требований на изделие.

Анализ графиков и результатов расчета показал, что предельные возможности формоизменения операции реверсивной вытяжки осесимметричных деталей с фланцем ограничиваются как допустимой величиной накопленных микроповреждений, так и максимальным осевым напряжением на выходе из очага пластической деформации (см. рис. 4). Это зависит от механических свойств исходного материала, технологических параметров, геометрии рабочего инструмента, коэффициента трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки μ и давления прижима q.

Например, показано, что предельные возможности деформирования на операциях реверсивной вытяжки осесимметричных деталей из алюминиевого сплава АМг6 ограничиваются как допустимой величиной накопленных микроповреждений (см.

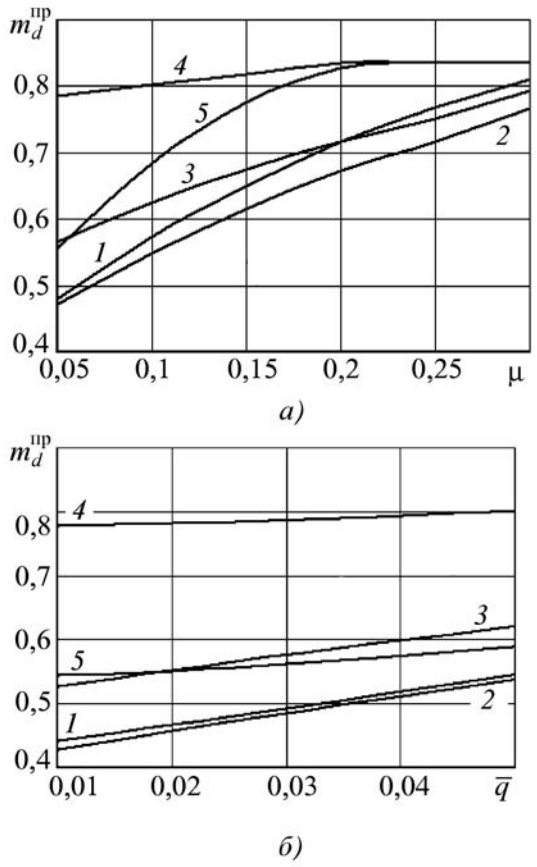


Рис. 4. Зависимости $m_d^{пр}$ от μ (*а*) и $\overline{q}$ (*б*):
а – $R_м$ = 50 мм; q = 5 МПа; *б* – μ = 0,05; $R_м$ = 50 мм

рис. 4, *а*), так и максимальным осевым напряжением на выходе из очага пластической деформации (см. рис. 4, *б*), а для титанового сплава ПТ-3Вкт ограничиваются степенью использования ресурса пластичности $\chi = 1$.

Установлено, что с уменьшением μ и $\overline{q}$ предельный коэффициент вытяжки $m_d^{пр}$ уменьшается.

Оценено влияние анизотропии механических свойств материала заготовки на силовые режимы и предельные возможности реверсивной вытяжки трансверсально-изотропных материалов. Установлено, что с увеличением коэффициента нормальной анизотропии R относительная сила $\overline{P}$ уменьшается. Влияние R на силовые режимы процесса усиливается с уменьшением коэффициента вытяжки m_d и коэффициента трения μ.

В результате теоретических исследований получили, что предельный коэффициент вытяжки $m_d^{пр}$ уменьшается с ростом R и уменьшением μ.

Увеличение R от 0,2 до 2 приводит к уменьшению $m_d^{пр}$, определенного по степени использования ресурса пластичности, на 45 %, а для $m_d^{пр}$, вычисленного по максимальному осевому напряжению на выходе из очага пластической деформации, на 15 %.

На основе выполненных теоретических и экспериментальных исследований разработаны рекомендации и создано программное обеспечение для ЭВМ по расчету технологических параметров реверсивной вытяжки цилиндрических деталей и осесимметричных деталей с фланцем.

Предложен технологический процесс изготовления крупногабаритных тонкостенных полуфабрикатов заготовок крупногабаритных полуторовых деталей из алюминиевого сплава АМг6, удовлетворяющих техническим условиям эксплуатации. Технологический процесс обеспечивает изготовление крупногабаритных полуторовых днищ с минимальной величиной разностенности (до 8 %), эксплуатационные требования и снижение трудоемкости их изготовления, сокращение сроков подготовки производства.

Приведенные выше результаты можно использовать для анализа силовых режимов и предельных возможностей формоизменения реверсивной вытяжки осесимметричных деталей с фланцем из трансверсально-изотропных материалов через радиальную матрицу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мельников Э.Л.** Холодная штамповка днищ. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1986. 192 с.

2. **Яковлев С.П.** Обработка давлением анизотропных материалов / С.П. Яковлев, С.С. Яковлев, В.А. Андрейченко. Кишинев: Квант, 1997. 331 с.

3. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Уральский государственный технический университет (УПИ), 2001. 836 с.

4. **Богатов А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. 329 с.

Сергей Сергеевич Яковлев, д-р техн. наук;
Евгений Юрьевич Поликарпов, канд. техн. наук

УДК.539.374

В.И. Фатеев *(Тульский государственный университет)*

Определение температурных полей в полом водоохлаждаемом осесимметричном пуансоне горячего прессования

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований по решению задачи о передаче тепла в системе трех тел (заготовка – окалина – инструмент).

The resume of theoretical and experimental results of solving heat transfer problem for three-body system (blank – cinder – tool) is shown.

Ключевые слова: пуансон; окалина; матрица; металл; температура; давление; стойкость.

Key words: hollow punch; cinder; matrix; metal; temperature; pressure; durability.

Рассматриваются температурные условия эксплуатации штампов для горячей обработки металлов давлением. Учитывается влияние тепловыделения и слоя окалины на температуру поверхности контакта при горячей штамповке. Общее количество энергии, затрачиваемой на процесс деформирования, определяется по формуле Финка, а сопротивление линейной деформации P, зависящее в основном от температуры и скорости деформации, – по формуле А.И. Целикова.

Для решения задачи о передаче тепла в системе из трех тел (заготовка – окалина – инструмент) с различными теплофизическими свойствами принимаются следующие допущения: 1) теплофизические параметры окалины остаются постоянными при изменении температуры; 2) температура от заготовки к инструменту передается за счет теплопроводности; 3) толщина окалины во время работы остается постоянной; 4) решается одномерная задача неограниченной плоскости, так как толщина слоя окалины значительно меньше радиуса кривизны инструмента [1]. Условия теплообмена соприкасающихся тел через прослойку окалины можно записать в виде

$$q = \chi(T_2 - T_1) = -\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial \chi} = -\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial \chi}, \qquad (1)$$

где q – количество теплоты, переходящее от заготовки к инструменту в единицу времени через единицу площади (тепловой поток); λ_1, λ_2 – коэффициенты теплопроводности заготовки и инструмента; χ – коэффициент теплопередачи; T_1, T_2 – температура заготовки и инструмента.

Тепловое состояние заготовки и инструмента описывается системой:

$$\left.\begin{aligned} \frac{\partial T_1(\chi,\ \tau)}{\partial \tau} &= a_1 \frac{\partial^2 T_2(\chi,\ \tau)}{\partial \chi^2}\ (\tau > 0,\ \chi > 0) \\ \frac{\partial T_2(\chi,\ \tau)}{\partial \tau} &= a_2 \frac{\partial^2 T_1(\chi,\ \tau)}{\partial \chi^2}\ (\tau > 0,\ \chi > 0) \end{aligned}\right\}, \qquad (2)$$

где a_1 и a_2 – коэффициенты температуропроводности заготовки и инструмента; τ – время контакта.

Решение имеет следующий вид:

$$\begin{aligned} \Theta_1 &= \frac{T_1(\chi,\ \tau) - T_1^0}{T_1^0 - T_2^0} = -\frac{1}{1 + K_B} \times \\ &\times \left\{ \operatorname{erfc} \frac{\chi}{2\sqrt{a_1 \tau}} + \exp\left[\frac{\chi K_2 \chi}{\sqrt{a_1}} + (\chi K_2 \sqrt{\tau})^2 \right] \times \right. \\ &\left. \times \operatorname{erfc}\left(\frac{\chi}{2\sqrt{a_1 \tau}} + \chi K_2 \sqrt{\tau} \right) \right\}, \\ \Theta_2 &= \frac{T_2(\chi,\ \tau) - T_2^0}{T_1^0 - T_2^0} = -\frac{1}{1 + K_B} \times \\ &\times \left\{ \operatorname{ercf} \frac{\chi}{2\sqrt{a_1 \tau}} - \exp\left[\frac{\chi K_2 |\chi|}{\sqrt{a_2}} + (\chi K_2 \sqrt{\tau})^2 \right] \times \right. \\ &\left. \times \operatorname{erfc}\left(\frac{|\chi|}{2\sqrt{a_2 \tau}} + \chi K_2 \sqrt{\tau} \right) \right\}, \end{aligned} \qquad (3)$$

где $K_B = \frac{\lambda_1}{\lambda_2}\sqrt{\frac{a_2}{a_1}} = \frac{\lambda_1}{\lambda_2}\sqrt{\frac{C_1\gamma_1}{C_2\gamma_2}} = \frac{B_1}{B_2}$ – критерий, характеризующий тепловую активность одного тела по отношению к другому; B_1, B_2 – коэффициенты тепловой активности первого и второго тел (коэффициенты аккумуляции теплоты); C_1, C_2 – удельные теплоемкости; γ_1, γ_2 – плотности; T_1^0, T_2^0 – начальная температура заготовки и инструмента; Θ_1, Θ_2 – относительная температура на поверхности контакта заготовки и инструмента;

$$K_2 = \frac{\sqrt{a_1}}{\lambda_1} + \frac{\sqrt{a_2}}{\lambda_2} = \frac{1}{B_1} + \frac{1}{B_2};$$

$\operatorname{erfc}\left(\frac{\chi}{2\sqrt{a_1 \tau}} \right)$, $\operatorname{erfc}\left(\frac{\chi}{2\sqrt{a_2 \tau}} \right)$ – функции Гаусса.

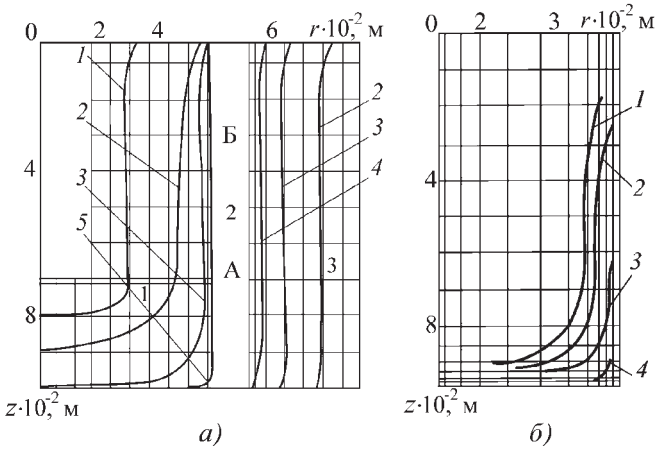


Рис. 1. Распределение температур:
а – в телах пуансона и матрицы; *б* – в теле пуансона в установившемся режиме (в процессе выдавливания); *1* – 400 °С; *2* – 500 °С; *3* – 600 °С; *4* – 650 °С; *5* – 700 °С

Далее проводится расчет температурных полей в штамповом инструменте, движущемся относительно заготовки при горячей штамповке.

Распространение тепла в конечном осесимметричном цилиндре, не имеющем тепловых источников, в безразмерном виде описывается уравнением

$$\frac{\partial \Theta}{\partial t} = a\left(\frac{\partial^2 \Theta_i}{\partial r^2} + \frac{1}{r}\frac{\partial \Theta_i}{\partial r} + \frac{\partial^2 \Theta_i}{\partial z^2}\right), \qquad (4)$$

где z – высота пуансона; r – радиус пуансона.

Задача решается конечно-разностным методом – методом дробных шагов. У поверхности инструмента в месте контакта с заготовкой сетка сгущена, так как в этой области возникают наибольшие градиенты температур. Результаты расчета распределения температуры в пуансоне представлены на рис. 1.

Анализ результатов исследования показал, что наибольший перепад температур происходит в поверхностных слоях пуансона. Контактная поверхность пуансона имеет температуру выше, чем поверхность матрицы. Температурно-напряженное состояние пуансона сложнее, чем матрицы, поэтому объектом для дальнейших исследований выбран пуансон.

Распределение температуры в теле пуансона в установившемся режиме показано на рис. 1–2.

Решение задачи о распределении температурных полей в полом цилиндрическом конечных размеров пуансоне, погружающемся в разогретую заготовку, проводится аналитически методом изображений с использованием разложения в ряд Фурье.

Аналитический метод расчета удобен для точного определения температуры R в интересующей точке пуансона в определенный момент времени. Для расчета распределения температурных полей по телу пуансона в течение рабочего периода инструмента аналитический метод требует большого количества

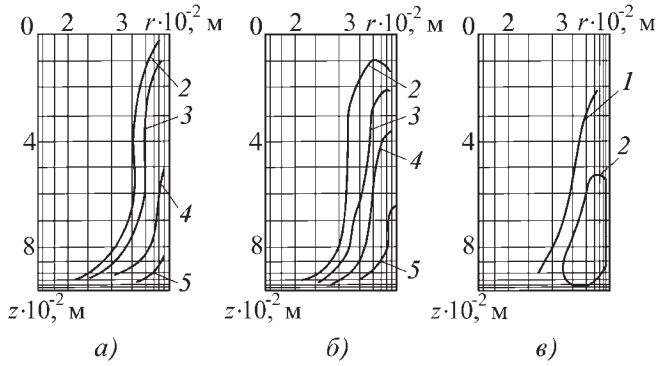


Рис. 2. Распределение температуры в теле пуансона:
а – в конце выдавливания; *б* – в момент окончания контакта с заготовкой; *в* – в начале остывания пуансона; *1* – 350 °С; *2* – 400 °С; *3* – 500 °С; *4* – 600 °С; *5* – 650 °С

машинного времени. Численный метод для инженерных расчетов является более экономичным и позволяет достаточно точно определять температурные поля в движущемся, водоохлаждаемом изнутри пуансоне горячей штамповки.

Из результатов расчета следует, что наибольший разогрев наблюдается в поверхностных слоях пуансона и по мере приближения к оси температура снижается. Максимальный нагрев пуансона происходит в период паузы, когда заготовка выдавлена, а пуансон еще не начал подниматься. Максимальная температура разогрева поверхностных слоев нижнего торца инструмента перед периодом подъема достигает 600...650 °С.

В период остывания температура снижается до 400 °С. Наибольший градиент температур возникает в поверхностной зоне толщиной ~$1\cdot10^{-3}$ м и составляет 80...100 град/мм. Для уменьшения перепада температур поверхностных слоев перед началом работы исследуемый инструмент целесообразно подогревать до ~400 °С.

Расчет температурных полей дает возможность определить изменение температуры по телу пуансона, имеющего форму, близкую к цилиндрической, в процессе всего времени работы штампового инструмента. Для оценки уровня разогрева прошивного пуансона и подтверждения предложенного температурного расчета был поставлен эксперимент. Чертеж опытной головки пуансона из стали 5ХНМ представлен на рис. 3, *а*.

Колебания температуры в точках, расположенных на расстоянии $0{,}7\cdot10^{-3}$ и $11{,}5\cdot10^{-3}$ м (зона А, рис. 3, *б*) от поверхности пуансона в зависимости от числа штамповок, показаны на рис. 3, *в*. Анализ кривых, построенных по максимальным и минимальным значениям температур, показывает, что стабильный режим устанавливается после первых 6–7 штамповок. Уровень температуры в поверхностных слоях (точка $0{,}7\cdot10^{-3}$ м) выше, чем в теле пуансона (точка

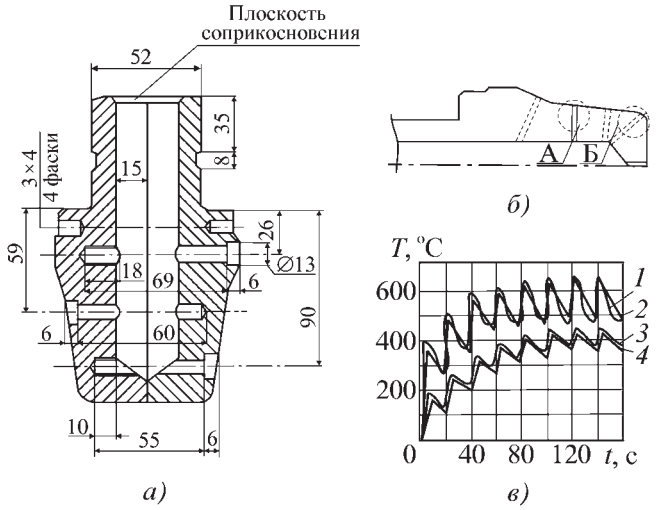


Рис. 3. Схема опытной головки прошивного пуансона:
а – общий вид; *б* – схема расположения точек замера температур в пуансоне; *в* – график изменения температуры в точках А (*1*, *3*) и Б (*2*, *4*)

$11{,}5\cdot10^{-3}$ м). Кроме того, амплитуда колебания температур максимальна в поверхностных слоях штампового инструмента. Максимальная температура цикла в точках, расположенных на расстоянии $0{,}7\cdot10^{-3}$ м от поверхности пуансона в период его квазистационарного теплового режима, составляет 650 °С, минимальная – 425 °С.

Для установившегося теплового режима (VI...XI штамповки) экстраполяция на поверхности контактирования показывает температуры 650...750 °С (зона А, см. рис. 3, *б*) и 620...650 °С (зона Б). От поверхности к оси пуансона температура постепенно снижается до 330... 430 °С. В результате эксперимента основная масса пуансона в процессе штамповки имеет температуру 350...450 °С. Очевидно, что перед работой подогрев штампов необходимо производить до этой температуры. Кроме того, увеличение времени контактирования пуансона с заготовкой τ от 4 до 7 с (рис. 4, *а*) повышает температуру инструмента на 150...200 °С.

Наибольший разогрев и перепад температур в течение цикла наблюдаются в поверхностных слоях пуансона. На рис. 4, *б* показан максимальный разогрев головки пуансона в точках замера на глубине $0{,}7\cdot10^{-3}$ м от поверхности контакта с заготовкой для различных штамповок. Минимальная температура разогрева наблюдается в области застойной зоны в нижней части головки пуансона.

Таким образом, максимальная температура поверхности пуансона достигает 650...750 °С при установившемся режиме работы, что важно знать при выборе марки штамповой стали и назначении режимов ее обработки. Температура горячих штампов изменяется циклически, причем амплитуда цикла уменьшается по мере удаления от поверхности к оси пуансона. Материал поверхностной зоны работает в

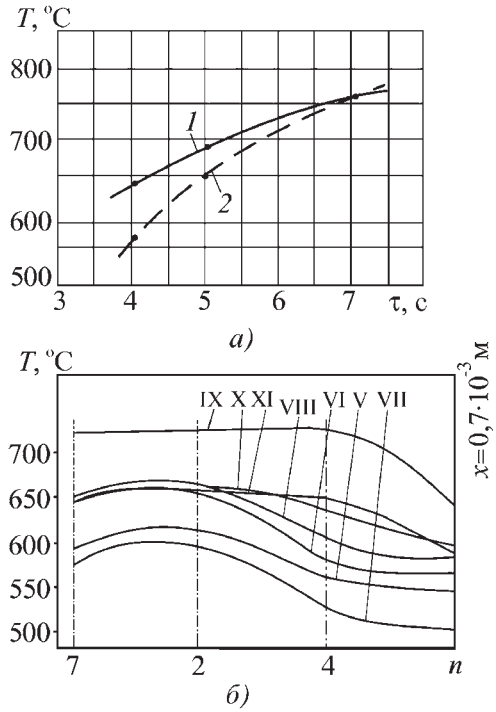


Рис. 4. Графики разогрева головки пуансона:
а – влияние времени контактирования на температуру поверхности пуансона; *б* – температура в точках замера, расположенных от поверхности на глубине $x = 0{,}7\cdot10^{-3}$ м; *n* – номер термопары

более тяжелых условиях, и в поверхностном слое толщиной $1\cdot10^{-3}$ м наблюдается наибольший градиент температур. С увеличением времени контактирования с разогретой заготовкой температура поверхности пуансона резко возрастает.

Предложенный метод расчета температуры разогрева прошивной головки штампового инструмента хорошо согласуется с результатами экспериментальных исследований. Это позволяет с достаточной достоверностью определить расчетным путем влияние геометрических размеров, формы, свойства материала инструмента, заготовки, пограничного слоя смазки, временных параметров цикла штамповки, предварительного подогрева, условий теплоотвода, температуры заготовки и т.п. на распределение температурных полей по объему пуансона.

Распределением температурных полей, градиентом температуры определяются температурные напряжения, возникающие в процессе работы штампового инструмента. Расчет температурного поля движущегося полого водоохлаждаемого пуансона позволил провести анализ напряженного состояния цилиндрического пуансона с теплопроводным включением.

Используя теорему обращения интегрального преобразования Ханкеля, получаем систему интегральных уравнений типа Фредгольма II рода. После достаточно громоздких преобразований получаем выражения для определения нормальных напряжений в сечении полого пуансона.

Для исследования термонапряженного состояния цилиндра с теплопроводным включением находим решение уравнения

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2}+\frac{1}{r}\frac{\partial T}{\partial r}+\frac{\partial_2 T}{\partial z^2}=\frac{1}{a}\frac{\partial T}{\partial \tau}, \qquad (5)$$

используя преобразования Лапласа по R и косинус преобразования Фурье по Z.

Напряжения в рассматриваемом цилиндре, вызванные температурным полем, выразим через термоупругий потенциал Ф и функцию Лява L:

$$\begin{aligned}
\sigma_r &= G\left(\frac{\partial^2\Phi}{\partial r^2}-\Delta\Phi\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\mu\Delta L-\frac{\partial^2 LK}{\partial r^2}\right);\\
\sigma_\varphi &= 2G\left(\frac{1}{r}\frac{\partial\Phi}{\partial r}-\Delta\Phi\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\mu\Delta L-\frac{1}{r}\frac{\partial L}{\partial r}\right);\\
\sigma_z &= 2G\left(\frac{\partial^2\Phi}{\partial z^2}-\Delta\Phi\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left((2-\mu)\Delta L-\frac{\partial^2 L}{\partial z^2}\right);\\
\sigma_{rz} &= 2G\frac{\partial^2\Phi}{\partial r\partial z^2}+\frac{\partial}{\partial z}\left((2-\mu)\Delta L-\frac{\partial^2 L}{\partial z^2}\right),
\end{aligned} \qquad (6)$$

где σ_r; σ_φ; σ_z; τ_{rz} – радиальные, тангенциальные, осевые и касательные термоупругие напряжения; Δ – оператор Лапласа; G – модуль упругости 2-го рода; μ, α – коэффициенты Пуассона и линейного расширения.

Исследования показали, что локальность нагрева пуансона существенно зависит не только от протяженности зоны нагрева, но и от тонкостенности, а также теплофизических параметров. Представляется возможность соответствующим изменением соотношения теплофизических параметров материала пуансона и охлаждающей жидкости достичь изменения знака максимальных напряжений в опасных сечениях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фатеев В.И.** Температурное поле пуансона горячей штамповки осесимметричных деталей // Математическое моделирование и краевые задачи: тр. 12 межвуз. конф. Самара, 2002. С. 173–178.

Вячеслав Игоревич Фатеев, канд. техн. наук

ОСНОВЫ ТРИБОЛОГИИ И ТРИБОТЕХНИКИ:

учебное пособие. **Н.С. Пенкин, А.Н. Пенкин, В.М. Сербин**

2008. – 206 с.: ил. ISBN: 978-5-217-03437-6 **Цена 264 р. с НДС**

В учебном пособии, в соответствии с программой дисциплины «Основы трибологии», разработанной специалистами Ассоциации инженеров-трибологов России, изложены основные положения контактного взаимодействия твердых тел, свойства и топография их поверхностей, природа и виды внешнего трения, влияние различных факторов на трение. Описаны различные виды изнашивания, роль смазки, температуры, фрикционности и антифрикционности материалов для деталей сопряжений, основные способы повышения износостойкости материалов и деталей машин. Приведены расчетные методы оценки интенсивности изнашивания наиболее часто встречающихся трибосопряжений. Рассматриваются основные положения моделирования трибологических процессов, методы испытания на трение и изнашивание, а также роль трибологии в решении социально-экономических проблем, обусловленных трибологическими источниками: потери от недовыпуска продукции, потери всех видов ресурсов, ухудшение экологичности, энергетической эффективности различных видов транспорта и др.

Пособие рассчитано на студентов технических специальностей, изучающих эту дисциплину или ее разделы в других дисциплинах, аспирантов, научных и инженерно-технических специалистов в области трения, износа и смазки в машинах.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

С.В. Сметанин *(ОАО "Новокузнецкий металлургический комбинат")*

Исследование технологии прокатки и напряженно-деформированного состояния трамвайных желобчатых рельсов

Проведен анализ существующей технологии прокатки трамвайных рельсов в ОАО "НКМК", выявлены ее недостатки. Приведены краткие результаты исследования напряженно-деформированного состояния металла при разрезке губы головки трамвайного желобчатого рельса в чистовом калибре с использованием разрезных роликов разных диаметров. Предложены мероприятия по возможному решению выявленных проблем.

Analysis of existing rolling technology of tram rails is lead in JSC "NKMK", its lacks are revealed. Short research results of exploration tensely-deformed condition of metal are resulted at cutting of tram guard rail head lip in finishing pass with use of different diameters divided rollers. Procedures under the possible decision of the revealed problems are offered.

Ключевые слова: рельс; разрезной ролик; клеть; обжатие; очаг деформации.

Key words: rail; divided roller; stand; reduction; deformation nucleus.

Прокатка, как один из видов обработки металлов давлением, занимает важнейшее место в общем цикле металлургического производства. Продукция прокатных цехов чрезвычайно разнообразна, от листов до сложнейших фасонных профилей, например рельсов. Несмотря на большое многообразие типов рельсов, применяемых в промышленности, методы их калибровки почти одинаковы [1]. Однако калибровка желобчатых рельсов, применяемых в основном для трамвайных путей, в отличие от обычных имеет свои особенности, прежде всего в формировании желоба. Новокузнецкий металлургический комбинат является ведущим производителем рельсовой продукции в России и единственным предприятием, выпускающим трамвайные рельсы.

Профиль трамвайного рельса (рис. 1), как известно, имеет характерные особенности и значительно отличается от профиля обычного железнодорожного рельса: глубокий желоб, отделяющий головку от губы; высокую и относительно тонкую шейку; широкую подошву с тонкими фланцами при незначительных радиусах сопряжения шейки с головкой и подошвой; большие накладочные пространства; асимметрию не только в горизонтальном, но и в вертикальном сечениях.

Для образования желоба на головке рельса и фиксирования высоты профиля необходимы специальные приспособления – вертикальные разрезающие ролики (рис. 2), располагаемые в плоскости прокатки предчистового и чистового калибров. В связи со значительной высотой профиля, большим накладочным пространством и наличием желоба приходится увеличивать общее количество рельсовых калибров по сравнению с прокаткой обычных рельсов.

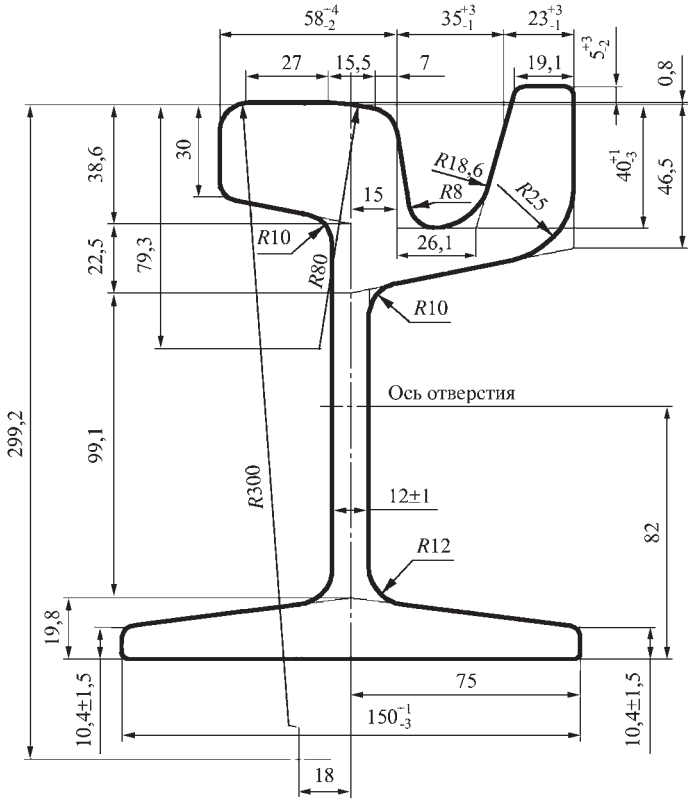


Рис. 1. Рельс трамвайный Т62 (ТУ 14-2Р-320–96)

Рис. 2. Разрезное приспособление универсальной клети

В трамвайных рельсах типа Т62 и Т58 образование желоба и окончательное оформление профиля выполняется в двух последних калибрах: в предчистовом трехвалковом и в чистовом четырехвалковом, что вызывает значительные трудности при прокатке [2]. Глубина разрезки в предотделочном калибре достигает 36...38 мм при ширине желоба 35 мм. По размерам и форме черновой разрезающий гребень близок к профилю отделочного. Оформление головки и фиксирование высоты рельса производится отделочным вертикальным роликом.

Недостатками данной технологии являются: необходимость разрезки губы головки рельса в двух калибрах (предчистовом и чистовом); способ установки разрезного ролика в предчистовой клети достаточно сложен и трудоемок; при перевалке валков происходят частые поломки бронзовых вкладышей разрезного ролика в предчистовом калибре и как следствие этого – остановка процесса прокатки; при прокатке возможно несовпадение желобов рельса, что приводит к поверхностным дефектам профиля, т.е. появляются ступеньки.

В целях улучшения качества проката трамвайного рельса предлагается осуществлять разрезку губы головки рельса только в чистовом универсальном калибре с использованием разрезного ролика меньшего диаметра.

Был выполнен расчет энергосиловых параметров прокатки трамвайного рельса Т62 в чистовой универсальной клети с условием разрезки губы головки рельса только в чистовом калибре. Рассчитана необходимая сила для разрезки губы головки рельса для существующего разрезного ролика ∅ 650 мм и для предлагаемого ∅ 325 мм. Из формулы $P = P_{ср}F$ видно, что одним из определяющих факторов силы прокатки является площадь контактной поверхности (F), уменьшая диаметр разрезного ролика, уменьшается площадь контактной поверхности, в результате чего сила прокатки, необходимая для разрезки губы головки рельса, снижается от 2,74 до 2 МН, что составляет уменьшение на 27 %. Проведя расчет мощности двигателя, необходимой для привода клети с разрезкой губы головки рельса только в чистовом калибре, и используя разрезной ролик меньшего диаметра, получили сокращение потребляемой мощности привода на 55,5 кВт.

Литературных данных по опытному исследованию напряженно-деформированного состояния профиля при прокатке с образованием желоба разрезными роликами различного диаметра нет.

Исследование напряженно-деформированного состояния металла при прокатке трамвайного рельса с разрезкой головки профиля за один проход выполнено на лабораторном прокатном стане с универсальным калибром, в масштабе 1:5, моделирующим промышленный чистовой универсальный калибр клети "850" РБЦ ОАО "НКМК"

В качестве материала исходной заготовки использовали свинец. Профиль для последующей прокатки получали прямым выдавливанием из специальной пресс-формы (рис. 3) на гидравлическом прессе при комнатной температуре. Выдавленный профиль в масштабе 1:5 соответствует профилю раската предчистового калибра клети "800-II" РБЦ, без предварительной разрезки головки. Полученные заготовки длиной 150 мм распиливали пополам, поверхности зачищали. Наносили координатную сетку, параметры ячеек координатной сетки: 2×2 мм^2, ширина и глубина линий ≈0,5 мм.

Исходную координатную сетку сканировали и обрабатывали в программе "Компас". Половинки свинцового профиля припаивали друг к другу сплавом Вуда и прокатывали в клети со степенями деформации, равными 25, 50, 75 и 100 % от общей величины обжатия при разрезке губы головки рельса. После каждого обжатия образец распаивали и деформирован-

Рис. 3. Пресс-форма и выдавливаемый профиль

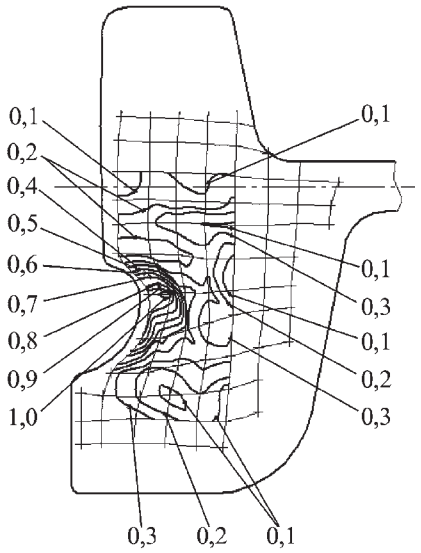


Рис. 4. Поля интенсивности деформации при разрезке роликом ∅ 75 мм с обжатием 25 %

ную координатную сетку сканировали с первоначальным разрешением.

Обработку искаженной координатной сетки проводили методом Э. Зибеля. Расчет проводили для двух разрезных роликов ∅ 75 и 120 мм со степенями деформации 25, 50, 75 и 100 % от обжатия при разрезки губы головки рельса за один проход в чистовом калибре.

На рис. 4 представлены поля интенсивности деформации при разрезке головки рельса роликом ∅ 75 мм с обжатием 25 %.

Результаты проведенных экспериментов: при разрезке существующим и уменьшенным роликами наибольшую деформацию в направлении разрезки испытывают поверхностные слои ячеек желоба, причем величина деформации убывает от поверхности к центральным слоям. За счет местной деформации металла наблюдается вынужденное уширение ячеек по границе желоба.

Интенсивность деформации при разрезке меньшим роликом больше на 40 %, чем при разрезке большим, и с увеличением обжатия интенсивность деформации монотонно возрастает. Уменьшение интенсивности деформации соответствует периферии желоба с меньшей величиной смещения узловых точек координатной сетки.

Поля деформаций, возникающие при разрезке разрезным роликом меньшего диаметра больше на 11 %, чем при образовании желоба большим роликом и с увеличением обжатия поля деформаций возрастают по прямолинейной зависимости.

Были получены значения силы прокатки, которая уменьшается на 27 % при использовании разрезного ролика меньшего диаметра, а также снижается потребляемая мощность привода на 55,5 кВт.

Ожидаемые результаты: снижение количества бракованных рельсов и рельсов второго сорта; уменьшение количества рельсовых калибров и сокращение времени, необходимого для прокатки профиля; отсутствие необходимости в применении разрезного ролика в предчистовом калибре, что позволяет уменьшить простой предчистовой клети при перевалке валков и отказаться от затрат, по времени связанных с настройкой и ремонтом разрезного ролика предчистовой клети; улучшение условий захвата профиля, это достигается тем, что, уменьшая диаметр разрезного ролика, очаг деформации при разрезке головки профиля приближается к очагу деформации горизонтальных валков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Илюкович Б.М.** Прокатка и калибровка: В 6 т.: справочник. Т. 6: Калибровка двутавровых профилей, рельсовых профилей и профилей особо сложной формы. Днепропетровск: РВА "Дніпро-ВАЛ", 2004. 824 с.

2. **Павлов В.В., Дорофеев В.В., Пятайкин Е.М., Ерастов В.В.** Разработка прогрессивных калибровок и технологий прокатки на станах Новокузнецкого металлургического комбината. Новосибирск: Наука, 2006. 224 с.

Сергей Васильевич Сметанин, ведущий инженер-конструктор

ООО "Издательство Машиностроение"
продолжает подписку на журнал
«Заготовительные производства в машиностроении»

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

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

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.74.047:536.24

В.В. Стулов, В.И. Одиноков, В.В. Черномас, А.А. Дербеткин, С.С. Макаров
(Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)

Повышение надежности и эффективности работы кристаллизатора установки литейно-ковочного модуля за счет совершенствования системы его охлаждения

Показана возможность охлаждения наклонных стенок кристаллизатора при разливке алюминия с использованием замкнутых испарительно-конденсационных контуров без подачи охлаждающей воды в каналы стенок. В результате расчетов определены параметры системы охлаждения наклонных стенок.

The ability of skew mold walls was presented of aluminium teeming with use of closed vaporizing-condensation system without cooling water delivery. The cooling systems parameter of skew walls was finding as result.

Ключевые слова: стенки кристаллизатора; охлаждение; алюминий.

Key words: mold walls; cooling; aluminium.

В работе [1] приведены результаты разливки алюминия в стальной кристаллизатор при различном конструктивном исполнении охлаждения наклонных стенок. Охлаждение кристаллизатора осуществлялось в режиме течения недогретой до кипения воды в каналах.

В разработанной конструкции кристаллизатора [2], состоящего из четырех расположенных попарно продольных рабочих стенок с водоохлаждаемыми каналами, первая пара рабочих стенок выполнена с верхним, расположенным под углом к вертикали, и вертикальным нижним участками рабочей поверхности и с возможностью перемещения, вторая пара рабочих стенок выполнена с возможностью возвратно-поступательного движения, а внутри каждого водоохлаждаемого канала установлена трубка с заглушенным концом, по высоте которой выполнены отверстия для распыления воды.

В процессе экспериментальных исследований [1] установлено, что увеличение толщины наклонной стенки до водоохлаждаемого канала с $\delta = 4{,}3\cdot10^{-3}$ до $22\cdot10^{-3}$ м существенно влияет на время разогрева стенок до рабочей температуры и на температуру поверхности водоохлаждаемого канала, а также на рабочую температуру на наружной поверхности стенки.

Увеличение толщины стенки до водоохлаждаемого канала увеличивает термическое сопротивление (δ/λ) и, как результат, запаздывание во времени нагрева воды в канале стенки до $\tau = 35$ с с момента разливки металла в кристаллизатор, что сопоставимо с отсутствием охлаждения стенок и приводит к достижению рабочей температуры на наружной поверхности стенки $t_{12} = 604...613$ °С и более. Увеличение скорости разливки алюминия $v_p > 0{,}65$ м/мин и уровня заливки металла в кристаллизатор приводит к недостаточной эффективности охлаждения стенок.

В случае достижения перепада температуры воды в канале стенки $\Delta t = 10...15$ °С и более происходит переход от однофазного режима течения воды в каналах к режиму двухфазного течения недогретой до кипения воды с соответствующим увеличением коэффициентов теплоотдачи воды в 1,5–3 раза и теплоотвода через стенку. Увеличение температуры охлаждающей воды приводит к отложению солей на поверхности каналов и последующему уменьшению теплоотвода через стенку.

Цель работы – разработка системы охлаждения наклонных стенок с использованием замкнутых испарительно-конденсационных контуров [3, 4], направленная на повышение надежности и эффективности работы кристаллизатора установки.

Материалы и методика эксперимента. На рисунке показана схема кристаллизатора с обозначением элементов системы охлаждения. В наклонной стенке *1* выполнены прямоугольные каналы *2*, которые заполняются определенным количеством теплоносителя с высокой температурой кипения. К верхней части каналов *2* примыкает конденсатор *3* с кожухом *4* для подачи охлаждающей среды. Прямоугольные каналы *2* и конденсатор *3* образуют замкнутый испарительно-конденсационный контур системы охлаждения. С боков стенок *1* расположены вертикальные стенки *5*. При заливке металла под уровень на верхнем участке стенок образуется заготовка с постоянной толщиной корочки ξ, которая в дальнейшем деформируется и калибруется до толщины A_0.

Параметры наклонной стенки кристаллизатора: высота верхнего вертикального участка кристаллизации металла $H_1 = 0{,}08$ м; высота зоны калибрования поверхности заготовки $H_2 = 0{,}045$ м; ширина стенки $B = 0{,}03$ м; расстояние от поверхности стенки до охлаждаемых каналов $\delta = 0{,}005$ м; ширина канала $a = 0{,}0035$ м; глубина канала $h = 0{,}005$ м; число каналов $n = 4$. Площадь поверхности теплообмена стенки $F_н = 21{,}75\cdot10^{-4}$ м^2. Угол наклона поверхности стенки на расширенном участке $\gamma = 10°$, общая высота стенки 0,15 м. Коэффициент теплопроводности металла

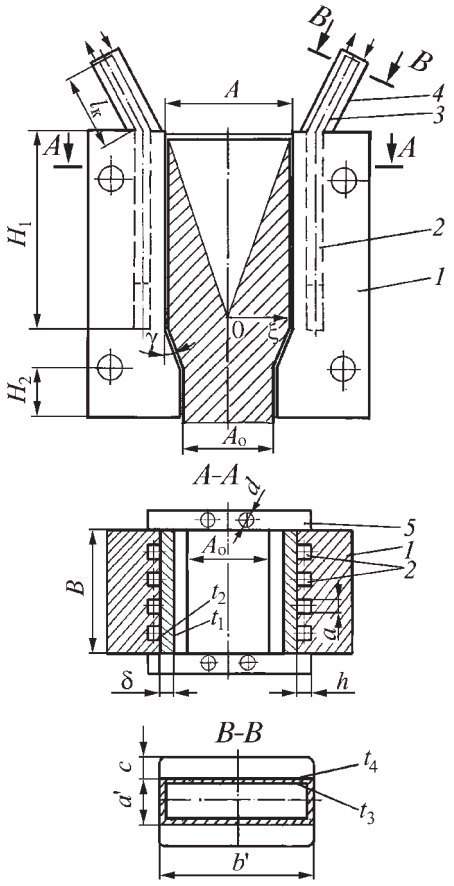


Схема кристаллизатора с обозначением элементов системы охлаждения:
1 – наклонная стенка; *2* – каналы; *3* – конденсатор; *4* – кожух; *5* – вертикальные стенки

стенки λ = 37 Вт/(м·К). Длина конденсатора $l_к$ = = 0,075 м; сечение конденсатора $a' \times b'$ = 0,01×0,024 м; зазор c = 0,0064 м. Поперечное сечение получаемой алюминиевой заготовки $A_0 \times B$ = 7,5×29,5 мм^2.

Параметры вертикальной стенки кристаллизатора: толщина стенки 0,022 м; число каналов n = 2; диаметр канала d = 0,008 м; высота стенки 0,21 м; расстояние от рабочей поверхности стенки до водоохлаждаемого канала 0,005 м; площадь рабочей поверхности теплообмена стенки $F = 2{,}35 \cdot 10^{-3}$ м^2.

В работе [1] приведены параметры режима разливки алюминия: скорость разливки $v_р$ = 0,55 м/мин; температура металла t_0 = 730...800 °С; перепад температур в стенке кристаллизатора Δt = 170...220 °С; температура охлаждающей воды $t_в$ = 10 °С; максимальное значение коэффициента теплоотдачи воды в канале α = 7400 Вт/(м^2·К); температура на поверхности водоохлаждаемого канала t_2 = 123 °С; максимальное значение коэффициента теплоотдачи алюминия $\alpha_м$ = = 21 500 Вт/(м^2·К); расход воды на охлаждение кристаллизатора $\dot{V}$ = 0,43 м^3/час; расход воды через один канал наклонной стенки $\dot{V}_1$ = 0,066 м^3/час; плотность теплового потока в стенку q = 1,24...1,6 МВт/м^2.

Результаты исследований и их обсуждение. С учетом параметров режима разливки алюминия [1] в настоящей работе рассмотрено охлаждение наклонной стенки при плотности теплового потока q = 1,6 МВт/м^2 и тепловом потоке в наклонную стенку Q = 3480 Вт.

Выполним расчет для новой системы охлаждения наклонной стенки кристаллизатора.

Из уравнения

$$Q = \alpha_м F_н (t_м - t_1) \qquad (1)$$

определим значение температуры t_1 на поверхности стенки при $t_м$ = 730 °С; $F_н = 21{,}75 \cdot 10^{-4}$ м^2. Получаем t_1 = 656 °С.

Из уравнения

$$Q = \frac{\lambda}{\delta}(t_1 - t_2) F_н \qquad (2)$$

при λ = 37 Вт/(м·К) для стенки из стали 40, δ = 0,005 м; $F_н = 21{,}75 \cdot 10^{-4}$ м^2 перепад температур в стенке составит $\Delta t = t_1 - t_2$ = 216 °С, а значение на поверхности водоохлаждаемого канала t_2 = 440 °С.

При охлаждении стенки, работающей в режиме тепловой трубы [3], температуру насыщения теплоносителя t_s определим из уравнения

$$Q = F_{вн} \alpha_к (t_2 - t_s), \qquad (3)$$

в котором $F_{вн} = 51 \cdot 10^{-4}$ м^2 – площадь поверхности теплообмена четырех пазов, $\alpha_к$ – коэффициент теплоотдачи при кипении теплоносителя в пазах.

Выбираем высокотемпературный теплоноситель со следующими теплофизическими свойствами: $\rho_ж$ = = 12 480 кг/м^3; λ = 13,3 Вт/(м·К); C_p = 138 Дж/(кг·К); $\upsilon_ж = 6{,}2 \cdot 10^{-8}$ м^2/с; $\rho_п$ = 3,16 кг/м^3; r = 292 кДж/кг; σ = = 0,394 Н/м.

Коэффициент теплоотдачи выбранного теплоносителя в пазах стенки определим из критериального выражения [4]

$$\mathrm{Nu}_к = 54 \mathrm{K}^{0,6} \mathrm{Pr}^{0,3}, \qquad (4)$$

где $\mathrm{Nu} = \alpha_к l / \lambda$ – критерий Нуссельта; $\mathrm{K} = \frac{q}{r \rho_п \omega}$ – критерий кипения (отношение скорости кипения к скорости роста пузырьков ω); r – теплота фазового перехода. Скорость роста пузырьков определяется по выражению

$$\omega = 0{,}59 \left[\frac{\sigma g (\rho_ж - \rho_п)}{\rho_ж^2} \right]^{0,25} \qquad (5)$$

(σ – поверхностное натяжение; g – ускорение свободного падения), а характерный размер l по выражению

$$l = \left[\frac{\sigma}{g(\rho_ж - \rho_п)} \right]^{0,5}. \qquad (6)$$

После подстановки в выражения (4)–(6) исходных данных получаем: $l = 1{,}79 \cdot 10^{-3}$ м; $\omega = 78{,}3 \cdot 10^{-3}$ м/с; K = = 9,7; Nu = 49,62 и $\alpha_к$ = 368,7 кВт/(м^2·К).

Из уравнения (3) после подстановки исходных данных получаем температуру насыщения теплоноси-

теля $t_s = 438$ °С. С учетом выбранной конструкции охлаждения наклонной стенки по принципу тепловой трубы [3] температуру внутренней поверхности стенки t_3 в зоне конденсации паров теплоносителя определим из уравнения

$$Q = F_{\text{вн}}^{\text{кн}} \alpha_{\text{кн}} (t_s - t_3), \qquad (7)$$

где $F_{\text{вн}}^{\text{кн}} = 1{,}02 \cdot 10^{-2}$ м^2 – площадь внутренней поверхности конденсатора диаметром $d_{\text{кн}} = 0{,}022$ м и длиной $l_{\text{кн}} = 0{,}075$ м; $\alpha_{\text{кн}}$ – коэффициент теплоотдачи при конденсации паров теплоносителя. На внутренней поверхности конденсатора дополнительно сделаны углубления глубиной 0,5 мм.

Коэффициент теплоотдачи при конденсации паров теплоносителя определим из уравнения

$$\alpha_{\text{кн}} = \frac{\lambda_{\text{к}}}{\delta_{\text{к}}}, \qquad (8)$$

где $\delta_{\text{к}}$ – толщина пленки образующегося конденсата; $\lambda_{\text{к}}$ – теплопроводность конденсата.

Толщину пленки конденсата определим по выражению [8]

$$\delta_{\text{к}} = \left[\frac{4\mu_{\text{ж}} \lambda_{\text{ж}} (t_s - t_3) x}{\rho_{\text{ж}} g r} \right]^{0,25}, \qquad (9)$$

где $\mu_{\text{ж}}$ – динамическая вязкость жидкости; $t_s - t_3 = \Delta t$ – перепад температур; принимаем $\Delta t = 50$ °С; $x = 0{,}1$ м – характерный размер (длина пленки конденсата).

После подстановки в выражения (8) и (9) исходных данных получаем: $\delta_{\text{к}} = 1{,}55 \cdot 10^{-3}$ м и $\alpha_{\text{кн}} = 8580$ Вт/(м^2·К).

Тогда из уравнения (7) получаем значение $t_3 = 398$ °С.

Температуру наружной поверхности конденсатора t_4, контактирующей с охлаждающей средой, определим из уравнения

$$Q = \frac{\lambda F_{\text{нк}}}{\delta_{\text{ст}}} (t_3 - t_4), \qquad (10)$$

где $F_{\text{нк}} = 0{,}589 \cdot 10^{-2}$ м^2 – площадь охлаждаемой поверхности конденсатора при наружном его диаметре $d_{\text{н}}^{\text{кн}} = 0{,}025$ м и $l_{\text{к}} = 0{,}075$ м; $\delta_{\text{ст}} = 0{,}001$ м – толщина стенки конденсатора; $\lambda = 37$ Вт/(м·К), $Q = 3480$ Вт.

Получаем после подстановки в (10) исходных данных $t_4 = 382$ °С при перепаде температур в стенке $\Delta t = 16$ °С. Наличие углублений на наружной поверхности конденсатора позволяет увеличить $F_{\text{нк}}$ и значение t_4.

Необходимое значение коэффициента теплоотдачи охлаждающей среды (воды) $\alpha_{\text{в}}$ определим из уравнения

$$Q = \alpha_{\text{в}} F_{\text{нк}}^{\text{о}} (t_4 - \bar{t}_{\text{в}}), \qquad (11)$$

где $\bar{t}_{\text{в}} = 40$ °С – среднее значение температуры воды; $F_{\text{нк}}^{\text{о}} = 1{,}178 \cdot 10^{-2}$ м^2 – площадь охлаждаемой оребренной поверхности конденсатора. После подстановки в (11) исходных данных получаем

$$\alpha_{\text{в}} = 864 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}).$$

При омывании поверхности конденсатора охлаждающей средой (водой) необходимую скорость воды определим из критериального выражения [7]

$$\text{Nu} = \frac{\alpha_{\text{в}} d_{\text{н}}}{\lambda} = 0{,}43 + 0{,}2\text{Re}^{0,62} \text{Pr}^{0,38}, \qquad (12)$$

где $\text{Re} = \omega d_{\text{н}}/\upsilon$ – критерий Рейнольдса.

Теплофизические параметры воды при $\bar{t}_{\text{в}} = 40$ °С: $\rho = 992$ кг/м^3, $C_p = 4174$ Дж/(кг·К), $\lambda = 0{,}635$ Вт/(м·К), $\text{Pr} = 4{,}31$, $\upsilon = 0{,}658 \cdot 10^{-6}$ м^2/с.

После подстановки в выражение (12) исходных данных получаем: $\text{Nu} = 34$; $\text{Re} = 1600$ и $\omega = 0{,}042$ м/с.

Массовый расход охлаждающей воды $\dot{M}_{\text{в}}$ определим из уравнения теплового баланса

$$Q = C\dot{M}_{\text{в}} \Delta t, \qquad (13)$$

где $\Delta t = 40$ °С – перепад температуры охлаждающей воды. После подстановки в (13) исходных данных получаем $\dot{M}_{\text{в}} = 20{,}8 \cdot 10^{-3}$ кг/с или $\dot{V}_{\text{в}} = 0{,}076$ м^3/час (на две наклонные стенки $\dot{V}_2 = 0{,}152$ м^3/час).

Необходимую площадь проходного сечения F при омывании водой поверхности конденсатора определим из соотношения $\dot{M}_{\text{в}} = \omega F \rho$. Получаем $F = 5 \cdot 10^{-4}$ м^2. При $d_{\text{н}} = 25 \cdot 10^{-3}$ м, периметре поверхности $P = 78{,}5 \cdot 10^{-3}$ м величина необходимого зазора при движении воды $c = 6{,}4 \cdot 10^{-3}$ м.

Заключение

1. Показано конструктивное исполнение охлаждения наклонных стенок кристаллизатора с использованием замкнутых испарительно-конденсационных контуров.

2. При заданной плотности теплового потока в стенку и выбранном высокотемпературном теплоносителе определены параметры конденсатора и необходимый расход воды на его охлаждение.

3. Охлаждение каналов наклонных стенок без прямой подачи в них воды повышает в целом надежность и эффективность работы кристаллизатора установки.

4. Результаты работы использованы при конструировании системы охлаждения стенок кристаллизатора опытно-промышленной установки для разливки стальных заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

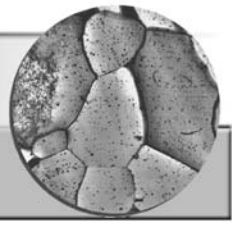
1. **Стулов В.В.** Исследование влияния режимов разливки алюминия на качество непрерывно-литых деформированных заготовок // Металлы. 1998. № 2. С. 28–33.

2. **Пат. 2084311 RU.** Сборный кристаллизатор для непрерывной разливки металла / В.В. Стулов, В.И. Одиноков. Опубл. 20.07.1997. Бюл. № 20.

3. **Пат. 2156177 RU.** Устройство для получения непрерывно-литых полых деформированных заготовок / В.В. Стулов, В.И. Одиноков. Опубл. 20.09.2000. Бюл. № 26.

4. **Чечеткин А.В., Занемонец Н.А.** Теплотехника. М.: Высшая школа, 1986. 344 с.

Вячеслав Викторович Стулов, д-р техн. наук;
Валерий Иванович Одиноков, д-р техн. наук;
Вадим Владимирович Черномас, д-р техн. наук;
Александр Анатольевич Дербеткин, инженер;
Сергей Сергеевич Макаров, инженер



Д.К. Фигуровский *(Московский государственный университет приборостроения и информатики)*

Влияние электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации на структуру и механические свойства проволоки из латуни Л63

Приведены результаты исследования структуры и механических свойств проволоки из латуни Л63, полученной с использованием электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации.

The result of the investigations of structure and mechanical properties of brass L63 wire is presented. The brass L63 wire was produced during the crystallization with using of the electromagnetic stirring.

Ключевые слова: структура; сплав; латунь; кристаллизация; прессование; волочение; электромагнитное перемешивание; фаза; пластичность; деформация; проволока; возврат; рекристаллизация.

Key words: structure; alloy; brass; crystallization; pressing; draw; electromagnetic stirring; phase; plasticity; deformation; wire; recovery; recrystallization.

В работах [1–4] было показано, что структура сплавов, сформированная в процессе кристаллизации под действием электромагнитного поля, оказывает значительное влияние на механические, технологические и эксплуатационные свойства сплавов.

Цель работы – исследование структуры и механических свойств проволоки из латуни Л63, полученной из литых заготовок, выплавленных с использованием электромагнитного перемешивания (ЭМП) в процессе кристаллизации.

ЭМП проводили при различных режимах: линейное напряжение на индукторе $U_{лин}$ = 90...130 В; схема включения обмоток индукционного электромеханического преобразователя энергии (ИЭМПЭ) – AZBXCY и AAZZBB; два направления вектора действия электромагнитного поля вдоль вертикальной оси ИЭМПЭ (совпадающего ↓ или встречного ↑ относительно вытягивания слитка).

В работах [2, 3] было показано, что эффект влияния ЭМП на структуру сплавов зависит от интенсивности силового воздействия электромагнитного поля, а также от вектора действия электромагнитных сил, которые определяются следующими основными показателями:

– линейным напряжением $U_{лин}$ и током фазы $I_ф$;

– схемой включения обмоток ИЭМПЭ, которая определяет соотношение нормальной F_x и аксиальной F_z силовых составляющих поля, а также вектором действия поля вдоль вертикальной оси ИЭМПЭ;

– электропроводностью рабочего тела (кристаллизатор и твердожидкий расплав).

Процесс изготовления проволоки из латуни Л63 многостадийный.

После литья заготовки диаметром 160 мм подвергали горячему прессованию при температуре 700...760 °С на диаметр 9,2 мм в многоочковой матрице, при этом в процессе прессования с поверхности литой заготовки удаляется рубашка толщиной около 1...1,5 мм. После прессования проводили многократное волочение проволоки на диаметр 1,27; 1,35 и 1,47 мм с промежуточными отжигами при температуре (550±30) °С в соответствии со стандартной технологией, применяемой в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов".

Механические свойства и структуру проволоки исследовали на стадии промежуточного передела (проволока диаметром 9,2 и 2 мм) и стадии готового изделия (проволока диаметром 1,47 мм).

На рис. 1 приведены данные о влиянии ЭМП на механические свойства латуни Л63 на промежуточной стадии передела после горячего прессования (диаметр проволоки 9,2 мм). Испытания проводили на стандартных разрывных образцах при комнатной температуре. Как видно из графиков, ЭМП при литье обеспечивает повышение прочностных свойств латуни Л63 при увеличении линейного напряжения $U_{лин}$. Заметное упрочнение, т.е. увеличение временного сопротивления $\sigma_в$ от 320 до 420...450 МПа наблюдается только при использовании двух режимов ЭМП: AZBXCY (↓) и AAZZBB (↑).

В то же время ЭМП оказывает существенное влияние на пластичность латуни Л63: с увеличением на-

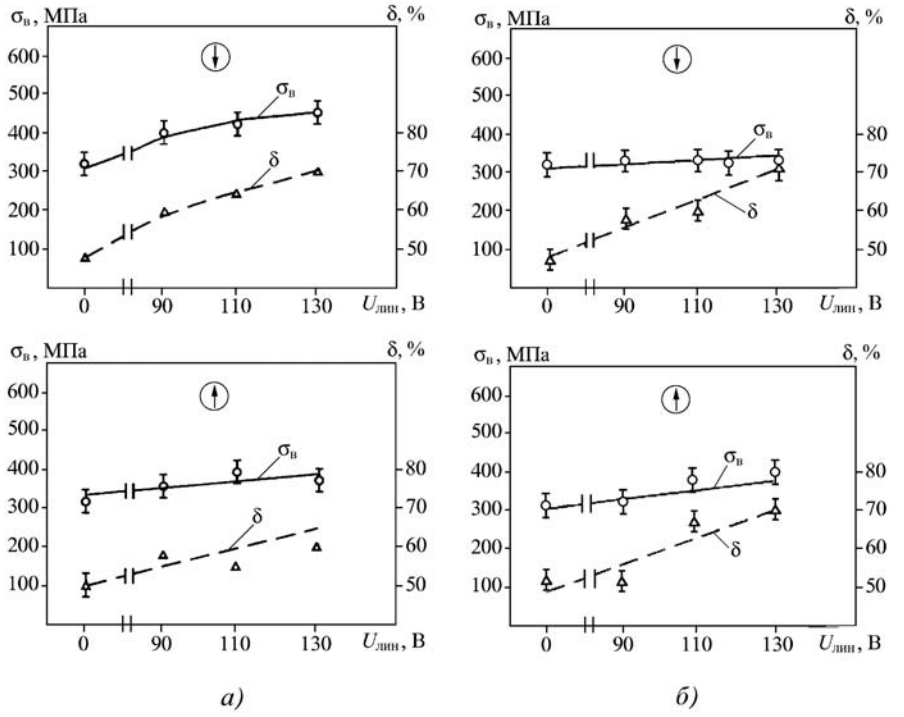


Рис. 1. Зависимость механических свойств горячепрессованной латуни Л63 от линейного напряжения на индукторе при схеме подключения AZBXCY (*а*) и AAZZBB (*б*)

пряжения на обмотках индуктора относительное удлинение δ увеличивается от 45...55 до 70...85 %, т.е. в 1,5 раза.

Микроструктуры горячепрессованной латуни Л63 приведены на рис. 2, 3, результаты количественного микроструктурного анализа – на рис. 4 и в табл. 1.

Количество β-фазы в горячепрессованной латуни Л63 существенно уменьшается по сравнению с литым состоянием. Если после литья с ЭМП количество β-фазы в структуре составляло до 20 % [2], то после горячего прессования – не более 11 % (см. табл. 1).

После литья с использованием ЭМП по всем режимам размер зерна α-фазы в 1,2–1,5 раза меньше, чем после обычного литья. Наиболее заметное уменьшение размера зерна α-фазы до 6,5 мкм можно наблюдать на прессованных заготовках латуни, выплавленных с ЭМП по режимам AZBXCY и AAZZBB с направлением действия электромагнитного поля, не совпадающего с направлением вытягивания слитка (↓). Непосредственной корреляции количественного соотношения β-фазы с изменением параметров ЭМП установить не удалось, хотя, как было показано выше, наблюдается заметное снижение количества β-фазы в горячепрессованном сплаве по сравнению со сплавом в литом состоянии.

Средний разброс значений при определении количественных характеристик структуры латуни Л63 (размер α- и β-фаз, количество β-фазы), выплавленной с использованием ЭМП, заметно меньше, чем для латуни, полученной без ЭМП. Таким образом, можно полагать, что ЭМП способствует формированию достаточно однородной структуры.

Измельчение зерна в латунной проволоке, полученной с использованием ЭМП, устойчиво сохраня-

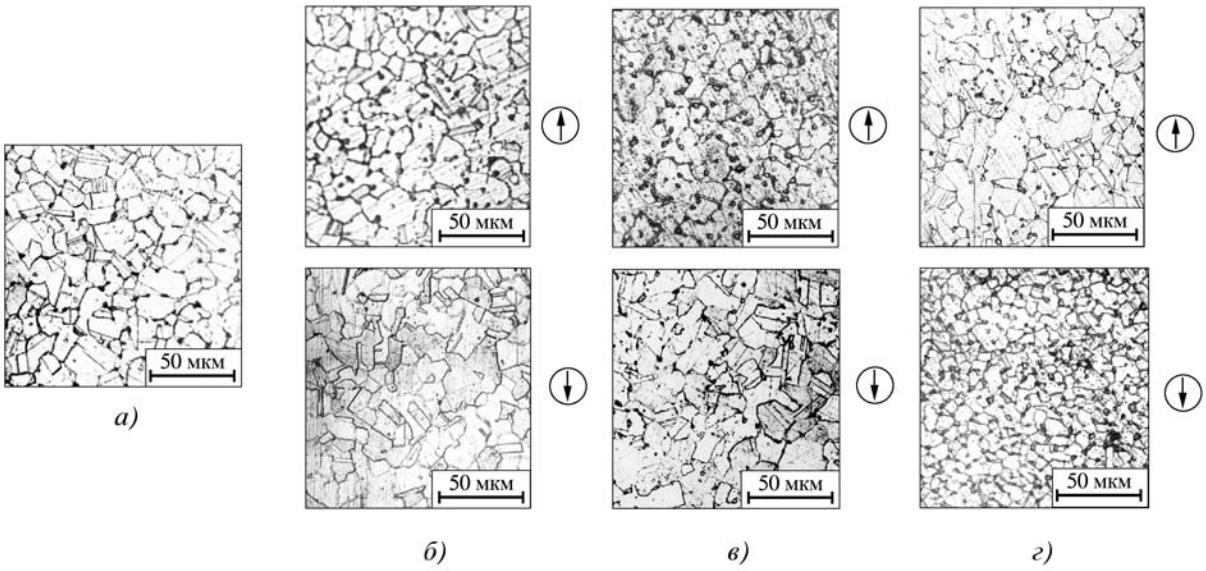


Рис. 2. Микроструктуры горячепрессованной латуни Л63, выплавленной без ЭМП (*а*) и с использованием ЭМП (*б–г*). Схема подключения индуктора AZBXCY:
б – $U_{лин}$ = 90 В; *в* – $U_{лин}$ = 110 В; *г* – $U_{лин}$ = 130 В

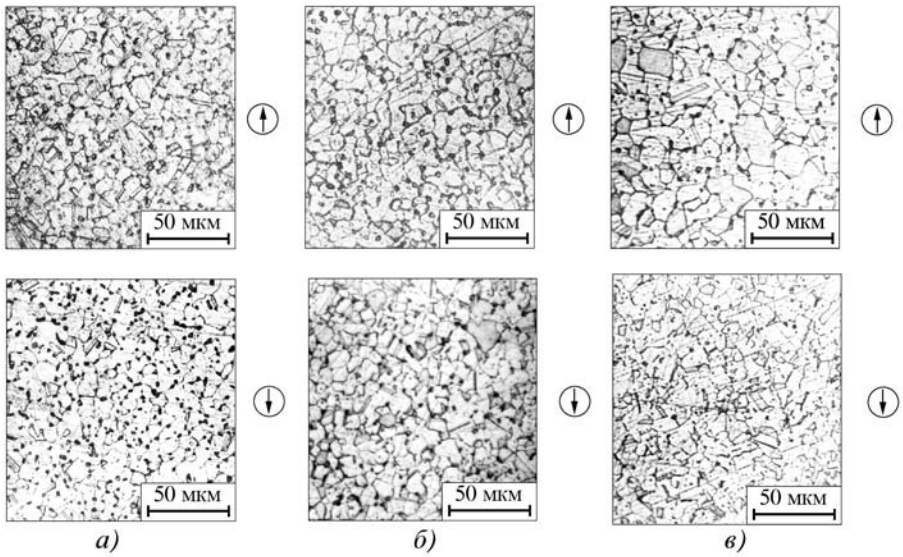


Рис. 3. Микроструктуры горячепрессованной латуни Л63, выплавленной с использованием ЭМП. Схема подключения индуктора AAZZBB:
а – $U_{лин}$ = 90 В; *б* – $U_{лин}$ = 110 В; *в* – $U_{лин}$ = 130 В

ется при последующих ее переделах с 9 до 2 мм (9 → 4,5 мм и 4,5 → 2 мм) с промежуточными отжигами при 550 °С, 3 ч.

Перед окончательным волочением проволоки с диаметра 2 мм до окончательного размера 1,47 мм в соответствии со стандартной технологией проводили рекристаллизационный отжиг при 550 °С, 3 ч.

На рис. 5 приведена микроструктура проволоки диаметром 2 мм из латуни Л63, полученной обычным литьем и литьем с использованием ЭМП. Размер зерна α-фазы в первом случае составил 8...10 мкм, в последнем – 3...5 мкм.

Проволоку из латуни Л63 диаметром 1,27; 1,37 и 1,47 применяют в виде измерительных винтовых пружин манометрических приборов в твердом, полутвердом и мягком состояниях. Свойства такой проволоки регламентируются ГОСТ. По ГОСТ 1066–90 временное сопротивление должно быть в холоднодеформированном состоянии (твердое состояние) – 590...780 МПа, в полутвердом состоянии – не менее 390 МПа и в мягком состоянии – 340 МПа. Относительное удлинение в твердом состоянии не регламентируется, в полутвердом – 10 % и в мягком – 30 %.

Температура эксплуатации пружины из латуни Л63 может достигать 80 °С. Если в манометрических приборах используется проволока в твердом состоянии, т.е. после холодной пластической деформации, то при работе при этой температуре в ней могут происходить

1. Результаты количественного микроструктурного анализа горячепрессованной латуни Л63, выплавленной с использованием ЭМП по различным режимам

Режим выплавки слитков перед прессованием			d_α (*S*), мкм	d_β (*S*), мкм	β-фаза (*S*), % об.
Схема подключения обмоток индуктора ЭМП	Направление магнитного поля	$U_{лин}$, В			
Исходное состояние без ЭМП			10,0 (±2,0)	2,1 (±1,8)	4,7 (±3,5)
AZBXCY	(↓)	90	11,0 (±0,15)	2,1 (±0,15)	5,1 (±1,0)
		110	9,0 (±0,2)	1,7 (±0,2)	5,4 (±0,5)
		130	6,5 (±0,15)	1,8 (±0,15)	11,6 (±0,7)
AZBXCY	(↑)	90	9,0 (±0,2)	2,5 (±0,2)	5,3 (±1,5)
		110	8,5 (±0,15)	2,0 (±0,15)	4,6 (±1,0)
		130	10,0 (±0,25)	2,0 (±0,25)	5,2 (±0,9)
AAZZBB	(↓)	90	7,5 (±0,15)	2,0 (±0,15)	2,8 (±1,0)
		110	6,5 (±0,2)	1,9 (±0,2)	5,5 (±1,5)
		130	7,5 (±0,2)	2,0 (±0,2)	4,4 (±1,0)
AAZZBB	(↑)	90	7,8 (±0,15)	1,6 (±0,15)	9,0 (±0,8)
		110	7,6 (±0,3)	2,1 (±0,3)	11,0 (±0,7)
		130	7,1 (±0,3)	2,2 (±0,4)	9,0 (±1,5)

О б о з н а ч е н и я: d_α, d_β – размер зерна α- и β-фазы соответственно; *S* – среднеквадратичное отклонение.

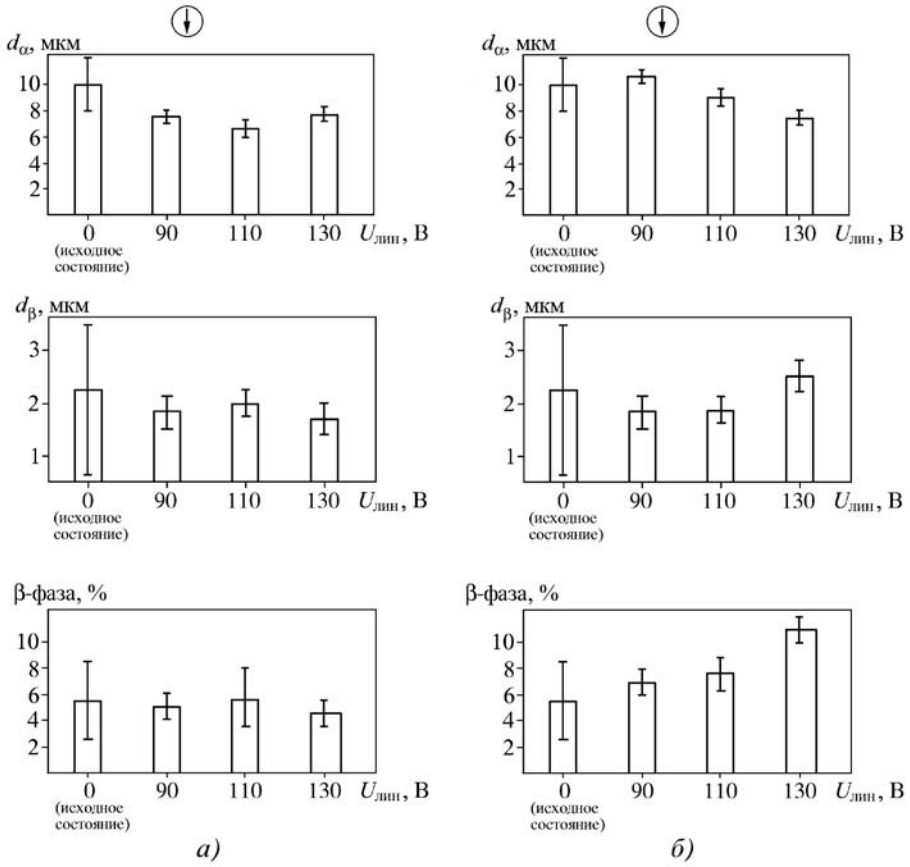


Рис. 4. Изменение средних размеров α-фазы (d_α), β-фазы (d_β) и объемного содержания β-фазы в горячепрессованной латуни Л63 от линейного напряжения на индукторе при схеме подключения AAZZBB (*а*) и AZBXCY (*б*)

процессы возврата или рекристаллизации, что приведет к изменению ее механических свойств и рабочих характеристик. Поэтому было исследовано влияние температуры отжига на механические свойства проволоки диаметром 1,47 мм из латуни Л63.

Отжиг проводили в интервале температур от 100 до 800 °С с выдержкой 1 ч. Результаты показаны на рис. 6, из которого следует, что применение ЭМП по двум исследованным режимам AAZZBB и AZBXCY при напряжении 130 В и направлении поля, совпадающем с движением слитка, приводит к уменьшению температуры

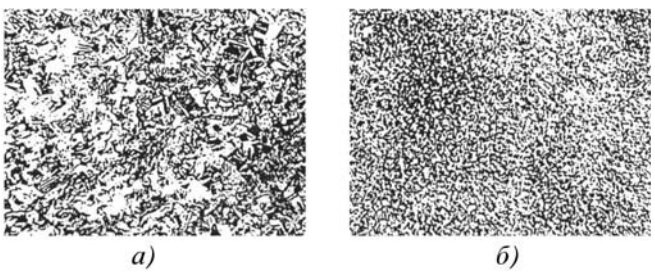


Рис. 5. Микроструктура проволоки диаметром 2 мм из латуни Л63, выплавленной без ЭМП (*а*) и с использованием ЭМП (*б*): *а* – d_α = 9 мкм; *б* – d_α = 3 мкм. ×500

начала и конца рекристаллизации. Уменьшение временного сопротивления $\sigma_в$, свидетельствующего о начале развития рекристаллизации, начинается уже при температуре 200 °С, в то время как без ЭМП начало рекристаллизации фиксируется при 300 °С.

Особенно заметно влияние ЭМП на температуру конца рекристаллизации. В исходном состоянии она составляет 600 °С, в образцах после ЭМП – понижается до 300...400 °С. Такое понижение температуры рекристаллизации можно объяснить меньшим размером зерна в латуни после ЭМП.

Как известно, уменьшение размера зерна приводит к более разветвленной межзеренной границе и увеличению потенциальных мест зарождения новых зерен. В работе [3] было показано, что в сплавах, подвергнутых ЭМП, наблюдаются особенности дислокационной структуры (повышенная плотность дислокаций и локальные участки – колонии субграниц с повышенной плотностью дислокаций), которые могут быть одной из причин, приводящей к более раннему развитию рекристаллизации.

Для получения полутвердого и мягкого состояний проволока проходила стандартный отжиг: (320±20) °С, 2,5 ч и (500±20) °С, 3 ч соответственно. Результаты определения механических свойств проволоки диаметром 1,47 мм в твердом, полутвердом и мягком состояниях приведены на рис. 7, 8 и в табл. 2. Как видно из табл. 2 и рис. 7, ЭМП приводит к увеличению временного сопротивления $\sigma_в$ проволоки в холоднодеформированном состоянии от 668 МПа без ЭМП до 706 МПа при воздействии ЭМП.

В полутвердом и мягком состояниях среднее значение $\sigma_в$ проволоки без воздействия ЭМП оказалось несколько выше, чем при ЭМП. Более высокие значения $\sigma_в$ латуни без ЭМП в полутвердом состоянии можно объяснить, исходя из данных по определению температуры рекристаллизации.

Из рис. 8 видно, что после отжига при 320 °С в латуни без ЭМП $\sigma_в$ уменьшается по сравнению с холоднодеформированным состоянием незначительно, от 670 до 560 МПа, так как процесс рекристаллизации только начинается. В то же время рекристаллизация латуни с ЭМП при 320 °С практически заканчивается, и $\sigma_в$ уменьшается до 400 МПа. Влияние ЭМП при раз-

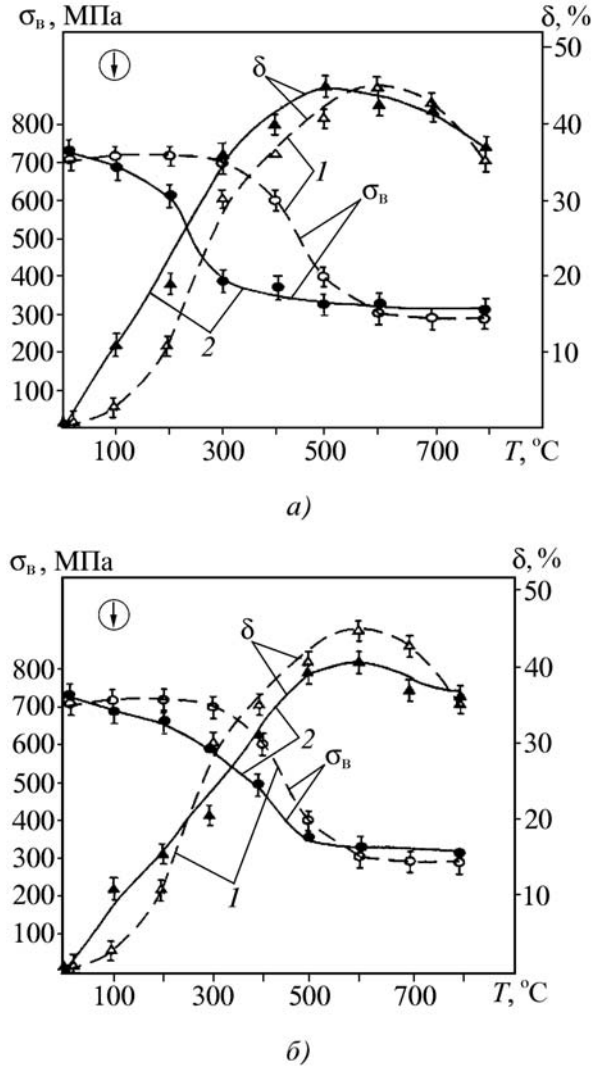


Рис. 6. Влияние температуры отжига на механические свойства проволоки диаметром 1,47 мм из латуни Л63, выплавленной без ЭМП (*1*) и с использованием ЭМП (*2*) при схеме подключения обмоток индуктора AAZZBB (*а*) и AZBXCY (*б*) ($U_{лин}$ = 130 В)

2. Влияние ЭМП на механические свойства проволоки из латуни Л63

Состояние проволоки	$\sigma_в$, МПа	Среднеквадратичное отклонение, МПа	δ, %	Среднеквадратичное отклонение, %
Твердое	668*/706	±191/±89	–	–
Полутвердое	420/400	±100/±39	15,5/16,0	±6,6/±4,5
Мягкое	370/366	±75/±30	40,0/39,0	±13,0/±5,8

*В числителе приведены значения для латуни Л63, полученной без ЭМП, в знаменателе – с ЭМП.

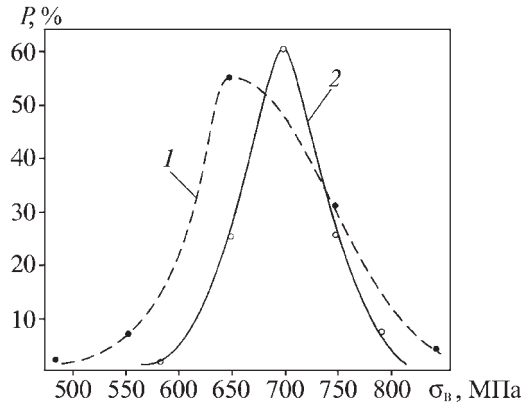


Рис. 7. Кривые распределения временного сопротивления $\sigma_в$ проволоки диаметром 1,47 мм из латуни Л63 в твердом состоянии:
$P = (n/N)\cdot 100$ %, где n – количество значений показателей свойства в определенном интервале; N – общее число замеров

витии рекристаллизации на относительное удлинение δ незначительно. Относительное удлинение δ в полутвердом состоянии без ЭМП составило 16,0 %, с ЭМП – 15,5 %, в мягком – 39 и 40 % соответственно (см. табл. 2).

Наиболее значительно влияние ЭМП оказывает на рассеяние механических характеристик $\sigma_в$ и δ. Как видно из рис. 7, 8, применение ЭМП существенно снижает разброс значений механических свойств, т.е.

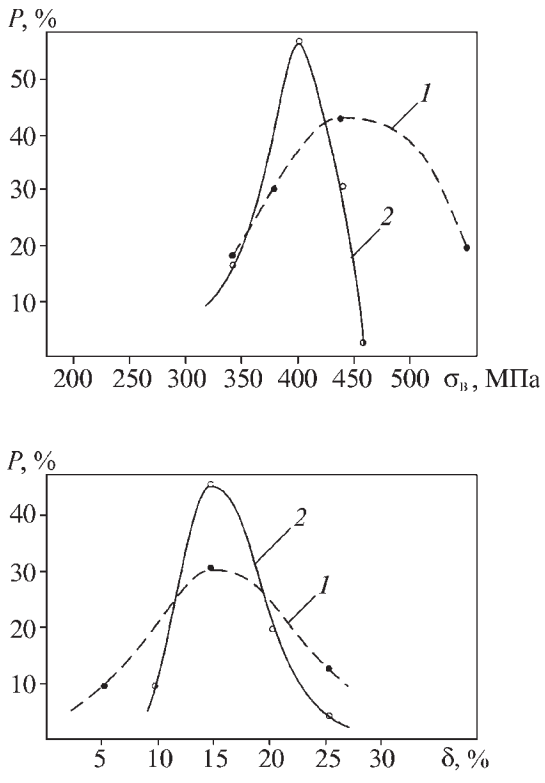


Рис. 8. Кривые распределения механических свойств проволоки из латуни Л63 в полутвердом состоянии

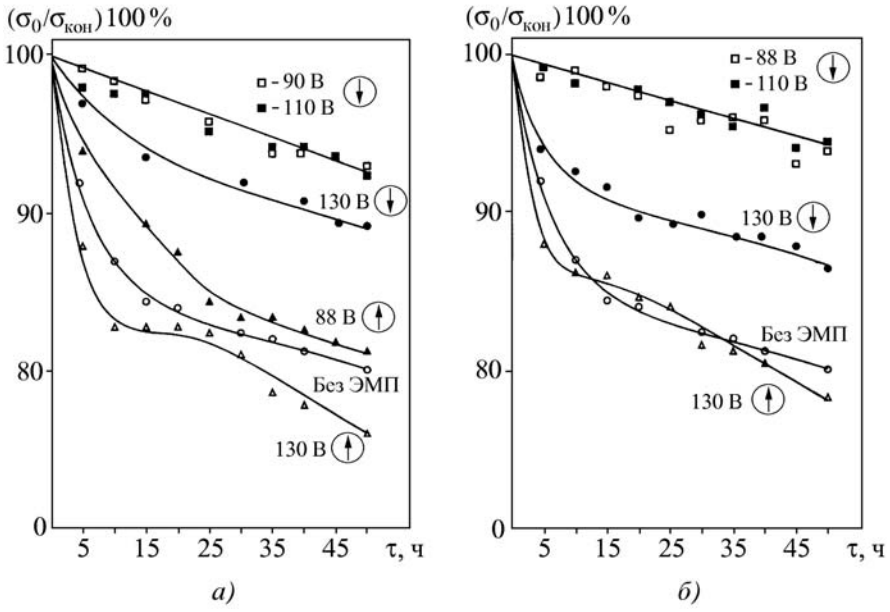


Рис. 9. Релаксационная стойкость проволоки диаметром 1,47 мм из латуни Л63 при схеме включения обмоток индуктора AAZZBB (*а*) и AZBXCY (*б*)

увеличивает однородность свойств проволоки. Следует отметить, что во всех исследованных образцах с применением ЭМП значения $\sigma_в$ и δ соответствовали ГОСТ 1066–90 на проволоку из латуни Л63 для манометрических приборов. Таким образом, можно сделать вывод, что использование ЭМП в процессе полунепрерывного литья позволяет получить более однородную мелкодисперсную структуру и, как результат, значительно более однородные свойства по длине проволоки.

Более раннее развитие рекристаллизации проволоки из латуни Л63, выплавленной с использованием ЭМП, по сравнению с обычной выплавкой позволило рекомендовать снижение температуры рекристаллизационного отжига. Для получения проволоки из Л63, выплавленной с ЭМП, в мягком состоянии рекомендован режим от 400 до 450 °С, 1...2,5 ч. Для получения проволоки в полутвердом состоянии рекомендован режим 300 °С, 2,5 ч. Рекомендованные изменения по снижению температуры рекристаллизационного отжига проволоки обеспечивают снижение энергозатрат на 5 %.

Важнейшим показателем работоспособности проволоки для чувствительных элементов манометров является степень их релаксации. На рис. 9 приведены результаты испытаний проволоки из латуни Л63 на релаксационную стойкость.

Релаксацию напряжений определяли методом изгиба проволоки вокруг цилиндрической оправки. Начальное напряжение σ_0 при изгибе образцов вокруг оправки составляло 440 МПа, что приблизительно соответствует пределу упругости материала. Релаксацию напряжений образцов за данный период времени испытаний определяли по конечному напряжению образца $\sigma_{кон}$ после испытаний (разблокировка образца). Испытания проводили на проволоке диаметром 1,47 мм в твердом состоянии (40 % холодная деформация) при температуре 80 °С, соответствующей максимальному температурному режиму эксплуатации манометров.

Как видно из рис. 9, релаксационная стойкость проволоки из латуни Л63, выплавленной с использованием ЭМП по режимам AAZZBB (↓) и AZBXCY (↓), значительно выше, чем в исходном состоянии. Проволока, полученная из латуни с применением ЭМП по режимам с приложением поля навстречу движению слитка, имеет релаксационную стойкость на уровне исходного состояния или несколько ниже.

Выводы

1. Микроструктура горячепрессованных заготовок латуни Л63, выплавленной с использованием ЭМП, значительно более однородна и мелкодисперсна по сравнению с заготовками, полученными без использования ЭМП.

2. Температура рекристаллизации проволоки из латуни Л63, выплавленной с использованием ЭМП, значительно ниже (порядка 100 °С), чем у латунной проволоки, полученной по стандартной технологии, что позволяет снижать температуру промежуточного отжига при холодной деформации.

3. Применение ЭМП в процессе кристаллизации обеспечивает повышение однородности свойств проволоки из латуни Л63.

4. Релаксационная стойкость проволоки из латуни Л63, полученной с использованием ЭМП, выше в 2–3 раза, чем проволоки, полученной по стандартной технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.** Технологии современной металлургии. М.: Новые технологии, 2004. 784 с.

2. **Фигуровский Д.К.** Применение магнитогидродинамических технологий для управления процессами структурообразования при кристаллизации сплавов на основе меди // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 10. С. 3–9.

3. **Фигуровский Д.К.** Влияние воздействия электромагнитного поля в процессе кристаллизации на формирование структуры нейзильбера // Цветные металлы. 2007. № 2. С. 121–125.

4. **Фигуровский Д.К.** Горячая деформация слитков сплава МНЦ15-20, полученных с использованием электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 10. С. 50–54.

Дмитрий Константинович Фигуровский, канд. техн. наук

В.С. Гукасян, А.С. Петросян *(Государственный инженерный университет Армении, г. Ереван)*

Исследование механических свойств композиционных материалов, армированных дискретными волокнами

Даны теоретические аспекты композиционных материалов (КМ), упрочненных дискретными волокнами. На основе модельных исследований процессов экструзии порошково-волокнистых композиций выявлена сверхвысокая пластичность металлических волокон. Установлены общие закономерности процессов экструзии порошково-волокнистых композиций в зависимости от угла исходной ориентации волокна, угла матрицы, отношения длины волокна к диаметру и степени обжатия, которые обеспечивают получение металлических КМ с беспористой структурой, а следовательно, с максимальным уровнем механических свойств.

Theoretical aspects of composite materials reinforced by discrete fibres are given. Based on model investigations of extrusion process in powder-fibrous composites, the superhigh plasticity of metallic fibres revealed. General regularities of extrusion processes in powder-fibrous composites depending on the angle of initial fibre orientation, the matrix algle, relationship of firbe length to the diameter and percent reduction relationship, providing metallic composite materials production with nonporous structure, and consequently, with maximum level of mechanical properties are established.

Ключевые слова: композиционные материалы; дискретные волокна; экструзия; беспористая структура; механические свойства.

Key words: composite materials; discrete fibres; extrusion; nonporous structure; mechanical properties.

Экспериментальные данные свидетельствуют, что композиции, упрочненные частицами, во многом отличаются от композиций, упрочненных волокнами (Волокнистые композиционные материалы / под ред. С.З. Бокштейна. М., 1967). Прочность первых зависит от способности дисперсных частиц тормозить движение дислокаций в матрице, в последних матрица служит средой, которая передает нагрузку волокнам и распределяет ее между ними. Следовательно, прочность армированных волокнами металлов зависит прежде всего от прочности волокон, от силы сцепления между волокнами и матрицей по поверхности раздела и от сопротивления матрицы сдвигу. Коэффициент упрочнения матрицы F для материалов, упрочненных частицами или волокнами, равен отношению предела текучести упрочненного (частицами или волокнами) металла к пределу текучести неармированного металла.

Чем меньше размеры частиц (т.е. чем меньше расстояние между ними), тем эффективнее они тормозят движение дислокаций и тем больше упрочняют материал. Это иллюстрируется в левой части диаграммы рис. 1, где приведена зависимость коэффициента F от диаметра частиц d_p.

При увеличении диаметра частиц от 0,01 до 1,0 мкм значения F непрерывно уменьшаются. Для частиц с размерами d_p от 1,0 до 10 мкм коэффициент F остается практически неизменным. Во многих керметах, состоящих из мелких керамических частиц в металлической матрице, размеры таких частиц (0,1...10 мкм) попадают в этот интервал (по данным С.З. Бокштейна).

Если частицы вытянуть до формы волокон, то коэффициент F значительно увеличится, что показано на правой части диаграммы (рис. 1), из которой видно, что упрочнение металлов волокнами зависит не только от их диаметра d_f, но еще и от их длины L, а точнее, от отношения длины к диаметру L/d_f (кривые в правой части диаграммы построены по теоретиче-

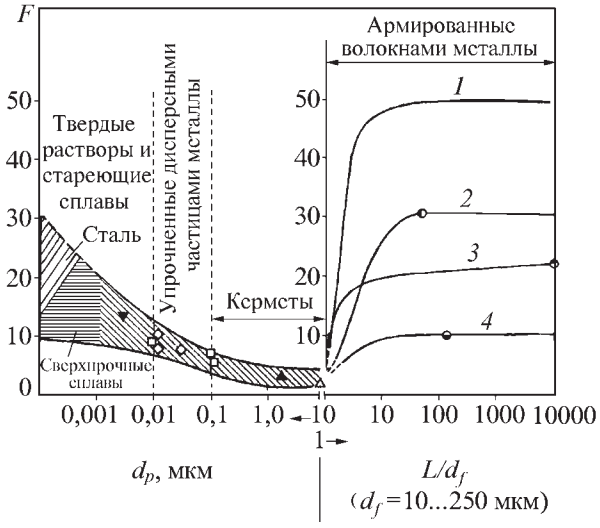


Рис. 1. Влияние диаметра частиц d_p и отношения длины волокон к их диаметру L/d_f на коэффициент упрочнения матрицы F: V_f – объемное содержание волокон; $\overline{\sigma}_f^*$ – средневзвешенное растягивающее напряжение вдоль волокна в матрице; *1* – V_f = 50 % об., $\overline{\sigma}_f^*$ = 7000 МПа, композиция Al–B; *2* – 24 % об., 6600 МПа, Ag–Al_2O_3; *3* – 35 % об., 3200 МПа, Al–Al_2O_3; *4* – 50 % об., 3100 МПа, Al–SiO_2

ским значениям, вычисленным для волокнистых композиций в предположении, что нагрузка приложена вдоль волокон) (по данным С.З. Бокштейна).

Экспериментально-теоретические исследования показали, что коэффициент F зависит также и от средневзвешенных растягивающих напряжений вдоль волокна в матрице $\overline{\sigma}_f^*$ и от объемного содержания волокон V_f.

Поскольку упрочнение в армированных волокнами композициях зависит главным образом от свойств волокон (матрица действует только как среда для передачи напряжения), то для прочности композиционного материала (КМ) важное значение приобретает и коэффициент передачи напряжения L_c/L, где L_c – длина пересекающей части волокна или критическая длина волокна при $\sigma_f^*/\sigma_{f_\infty}^* = 0{,}97$ (σ_f^* – взвешенное растягивающее напряжение вдоль волокна в матрице; $\sigma_{f_\infty}^*$ – взвешенное напряжение в бесконечно длинном волокне в матрице). Если отношение L_c/d_f связано с длиной волокна данного диаметра, которая необходима для достижения максимального значения напряжений в матрице, то отношение L_c/L связано со средним взвешенным напряжением в волокне.

Если отношение L_c/d_f невелико, то прочность композиции будет при прочих равных условиях гораздо меньше прочности композиции, армированной непрерывными волокнами. Но при увеличении длины волокна прочность композиции возрастает и приближается к прочности композиции, армированной непрерывными волокнами.

В работе Kelly A., Tayson W.R. (Second International Materials Simposium on High-Strength Materials. Univ. of California, Berkley, Calif., June 17, 1964) приведена зависимость между средневзвешенным напряжением в волокне $\overline{\sigma}_f^*$ и коэффициентом передачи L_c/L:

$$\overline{\sigma}_f^* = \varphi\sigma_{f_\infty}^*, \qquad (1)$$

где $\varphi = 1 - (L_c/2L)$. Таким образом, при $L_c/L = 1$ $\overline{\sigma}_f^* = 0{,}5\sigma_{f_\infty}^*$; при $L_c/L = 0{,}1$ $\overline{\sigma}_f^* = 0{,}95\sigma_{f_\infty}^*$; при $L_c/L = 0{,}01$ $\overline{\sigma}_f^* = 0{,}995\sigma_{f_\infty}^*$.

Dow N.F. (General Electric, MSD, Contribution to third Quarterly. Report TIS R 63SD61, Aug. 1963) вывел фундаментальную зависимость между распределением напряжения в волокне и напряжением на поверхности раздела (для упругой области). Из его анализа следует, что растягивающее напряжение в любой точке волокна постоянного диаметра можно выразить через расстояние вдоль волокна l, эффективный коэффициент напряженности $\Phi = \sigma_f^*/\sigma_{f_\infty}^*$ и параметр сдвига Г, впоследствии видоизмененный Розеном. Эта формула имеет вид

$$l/d_f = \mathrm{ch}^{-1}\left[\frac{1}{1-\Phi}\right]/\Gamma. \qquad (2)$$

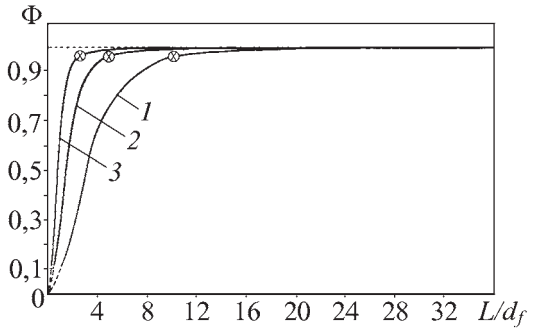


Рис. 2. Влияние отношения длины волокна к его диаметру L/d_f на коэффициент эффективной напряженности в волокне Ф для упруго деформируемой матрицы:
1 – $V_f = 0{,}10$; Г = 0,85; $L_c/d_f = 9{,}9$ (при Ф = 0,97); *2* – $V_f = 0{,}25$; Г = 1,92; $L_c/d_f = 4{,}4$; *3* – $V_f = 0{,}50$; Г = 3,77; $L_c/d_f = 2{,}2$; перекрещенными кружками указана критическая длина

Величина L_c соответствует $\Phi = \sigma_f^*/\sigma_{f_\infty}^* = 0{,}97$. Допуская с учетом симметрии, что $L_c = 2l$ и Ф = 0,97, по формуле (2), получаем

$$L_c/d_f = 8{,}40/\Gamma. \qquad (3)$$

Это уравнение показывает, что сравнительно короткие параллельные волокна вполне достаточны для того, чтобы воспринять основную часть нагрузки металла, армированного волокнами. Как видно из рис. 2, величина L_c/d_f для волокон заданного диаметра тем меньше, чем больше их объемное содержание.

На основе экспериментов по определению величины L_c/d_f для вольфрамовых волокон в пластически деформированной медной матрице, найденные значения L_c/d_f изменялись в пределах от 2 до 4 (по данным С.З. Бокштейна).

Для композиции, содержащей 25 % об. волокон вольфрама, по уравнению (3) получим $L_c/d_f = 4{,}3$. Этот факт подтверждает совпадение эксперимента с аналитическими расчетами о возможности значительного упрочнения металла короткими волокнами при условии прочности их сцепления с металлом.

На передачу напряжений от матрицы волокнам влияет ряд параметров при условии, что волокна равномерно распределены в матрице и прочно с ней сцеплены. Среди них важное значение имеют L_c/d_f, L_c/L, V_f и относительные механические свойства матрицы и волокон.

С точки зрения получения требуемого комплекса физико-механических свойств КМ, армированные дискретными волокнами, в ряде случаев более предпочтительны, чем КМ с непрерывными волокнами, например, КМ с нитевидными волокнами (рис. 3, 4).

Авторами статьи экспериментально установлены закономерности экструзии порошково-волокнистых композиций на модельных образцах в зависимости от

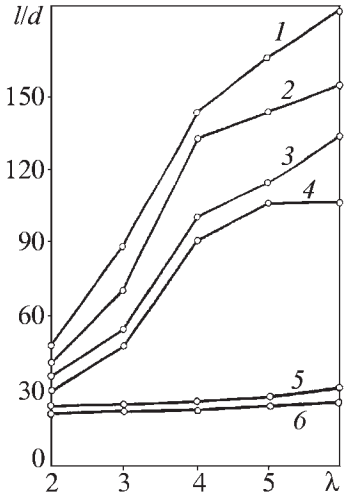


Рис. 3. Удлинение волокон композиции Cu–Fe* после экструзии при различных степенях обжатия λ:
l_0/d_0 = 20; угол матрицы β = 60°; $\alpha_и$ – угол исходной ориентации волокна, *1* – $\alpha_и$ = 0°; *2* – 30°; *3* – 60°; *4* – 150°; *5* – 120°; *6* – 90°

соотношения l_0/d_0 (l_0, d_0 – длина и диаметр волокна до экструзии) и степени обжатия λ.

Режимы экструзии: для медных образцов $t_э$ = = 850 °С, для железных образцов $t_э$ = 1100 °С; продолжительность нагрева $\tau_э$ ~ 15...20 мин.

Анализ кривых *1–7* (см. рис. 4) показал, что с увеличением безразмерного параметра l_0/d_0 волокна в процессе экструзии удлиняются, т.е. значения l/d возрастают. Для всех значений l_0/d_0 = 20...100 и $\alpha_и$ = = 0...150° наименьшему соотношению l_0/d_0 = 20 соответствует $l/d \cong 100$ [1]. Это дает основание утверждать, что за исходное соотношение l_0/d_0 можно принять $l_0/d_0 \approx 20$, так как после экструзии оно возрастает и достигает $l/d \approx 80...100$. При таких значениях прочностные свойства максимальны и близки к композиционным материалам с непрерывными волокнами. Очевидно, что чем меньше l_0/d_0, тем легче решается вопрос приготовления шихты порошок – волокно, так как размеры частиц порошка и длина волокна "соизмеримы".

И еще одна существенная особенность: чем меньше l_0/d_0, тем легче осуществляется ориентация волокна в направлении экструзии. Это означает, что прочностные свойства композиционного материала возрастают (рис. 5).

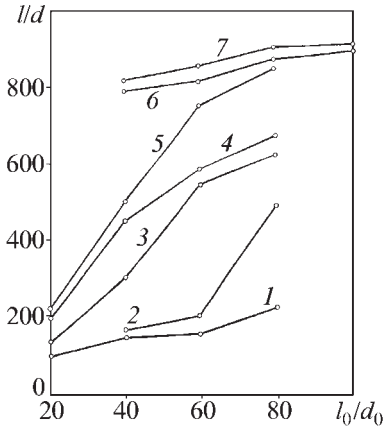


Рис. 4. Удлинение волокон различных композиций после экструзии:
1, *3* – Cu–Fe*; *2*, *5*, *6* – Fe–Fe*; *4* – Fe–Cu*; *7* – Cu–Cu*; *1*, *2* – $\alpha_и$ = 150°; *3–5* – 30°; *6*, *7* – 0°; β = 60°; λ = 4

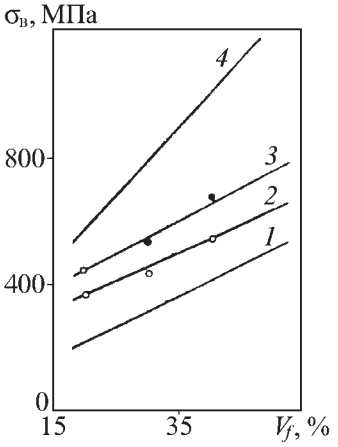


Рис. 5. Зависимость предела прочности $\sigma_в$ композиционных материалов при растяжении от объемного содержания V_f волокон:
1, *4* – расчетные значения для материалов на основе меди, армированной волокнами стали ($\sigma_в$ = = 1000 МПа) и вольфрама ($\sigma_в$ = 2200 МПа); *2*, *3* – экспериментальные значения для экструдированных композиций Cu–Fe* и Cu–Mo*

Удлинение волокон в процессе экструзии значительно уменьшает диаметр волокон. Это, с одной стороны, увеличивает его прочность, с другой – позволяет использовать проволоки (или нитевидные "усы") больших диаметров, что дешевле, и легче осуществить их мерную резку [1].

Композиционный материал, армированный молибденовой проволокой длиной 2,5...6,5 мм и диаметром 0,25 мм (матрица – титановый сплав, содержащий 6 % Al и 4 % V), получали прессованием и спеканием при 980 °С в течение 0,5 ч.

Заготовки помещали в оболочку из малоуглеродистой стали и при температуре 1150 °С экструдировали в прутки диаметром 16...38 мм, которые подвергали горячей прокатке до диаметра 4,8 мм. Затем осуществляли отжиг при температуре 730 °С в течение 2 ч. В результате такой обработки проволоки вытягивались вдоль оси прутка, причем их диаметр уменьшался от 0,25 до 0,05 мм.

Выбор молибдена в качестве волокнистой фазы объясняется тем, что он практически не растворим в титане, и поэтому исключено возникновение хрупких соединений в переходном слое волокно–матрица. Предел прочности сплава, содержащего 20 % об. молибденовой проволоки, при 760 °С составляет ≈300 МПа, а неармированного сплава – 90 МПа (Карпинос Д.М., Тучинский Л.И. Металлы, армированные волокнами (МАВ) // Порошковая металлургия. Киев, 1968. № 7. С. 43–48).

Зависимость модуля упругости от объемной доли волокон близка к линейной. Увеличение волокон до 40 % об. повышает почти в 2 раза модуль упругости при комнатной температуре и более чем в 2,5 раза при 538 °С по сравнению с неупрочненным сплавом (рис. 6).

Установлено также значительное возрастание продолжительности по времени до разрушения технически чистого титана, армированного 10 % молибденовым волокном, при испытаниях на длительную прочность. При температуре 540 °С и напряжении 140 МПа разрушение этой композиции происходило

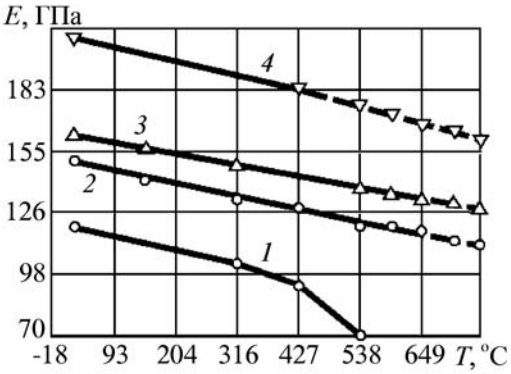


Рис. 6. Температурная зависимость модуля упругости *E* исходного сплава Ti–6 % Al–4 % V (*1*) и сплава, армированного молибденовыми волокнами 20 (*2*), 30 (*3*) и 40 % об. (*4*)

через ~100 ч, тогда как неармированный титан разрушался через 0,1 ч.

Определенный интерес представляют исследования механических свойств титана и его сплавов, полученных различными способами (таблица).

Видно, что в этих сплавах оптимально реализуются прочность и пластичность, поэтому их относят к весьма перспективным титановым сплавам.

В таблице приведены механические свойства титана и его сплавов после отжига (800...850 °С, 2 ч) на мелкое зерно. Литейный сплав ВТ1-1 по химическому составу (Ti ≥ 99,1 %) близок к технически чистому титану ВТ1-00.

Порошковые материалы, полученные горячим прессованием, по свойствам заметно уступают базовым (литейным) материалам, т.е. титану и его сплавам. Это объясняется прежде всего структурной пористостью θ ≅ 4,0 %. На формирование свойств определенное влияние оказывает и степень сращивания [2, 3], т.е. установление металлической связи между частицами порошков. Остаточная пористость, хотя сравнительно и небольшая (θ ≅ 4,0 %), но существенно препятствует структурной консолидации компактируемых материалов, что особенно отражается на ударной вязкости *KC* материалов. Как видно из таблицы, ударная вязкость по сравнению с базовым титаном и его сплавами составляет ~62,0...68,0 %.

Свойства титана и его сплавов (Ti – 4 % Al и Ti – 6 % Al – 4 % V), полученных горячей экструзией, практически такие же, как у аналогичных стандартных марок (см. таблицу). Экструзия, совмещающая процессы формования и спекания, отличается сдвиговыми пластическими деформациями, вследствие которых обеспечивается беспористая структура (θ ≅ 0 %) металлокерамических материалов. На этой основе, а также ввиду наличия больших степеней деформаций (ε = 60...90 %, 4 ≤ λ ≤ 8) достигается структурная консолидация (межчастичное сращивание) экструдируемых материалов и изделий [2, 4].

Результаты испытаний композиционного материала Ti–W*, полученного экструзией, показали что его прочность ($\sigma_в$) и вязкость (*KC*) значительно возрастают при объемном содержании 12,5 % об. W* и 25,0 % об. W* в ~1,3 и ~1,7 раза соответственно. Следовательно, армирование позволяет существенным образом повысить прочность и пластичность композиционного материала, что практически невозможно осуществить на базовых материалах, подвергая их различным методам упрочнения, в том числе и механотермической обработке.

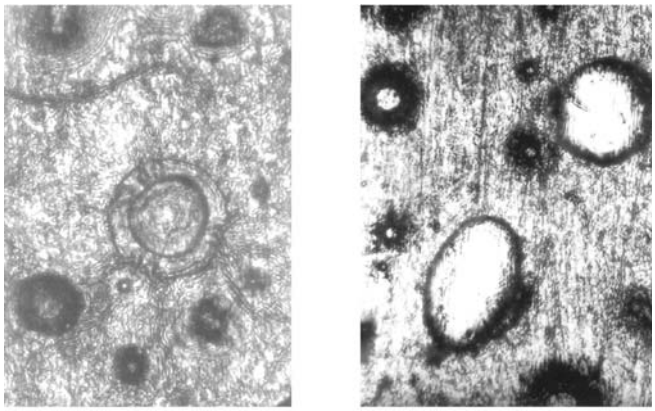
Лучшие результаты могут быть получены при совершенствовании технологии, включающей выбор и подготовку исходных материалов (матрицы и волокон), оптимизацию процессов экструзии и термической обработки. Это подтверждают и структурные исследования.

Из рис. 7, *а* видно, что продолжительность спекания в течение ~1 ч при 1150 °С (в среде аргона марки А) значительно повреждает волокна W*. В результате взаимодействия с Ti (матрицей) образуется прослойка по всей длине волокна толщиной 3...4 мкм, что, есте-

Механические свойства титана и его сплавов, полученных различными способами

Состав	НВ, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	*KC*, кДж/м^2
Пирометаллургия (литейные сплавы)					
ВТ1-1	1200...1400	450...550	≥ 25	≥ 50	650
Ti–4 % Al	2500	650	13	31	530
Ti–6 % Al – 4 % V	3100	930	17	38	500
Порошковая металлургия (горячее прессование, ~1150...1200 °С)					
Ti	1150	401	18	41	450
Ti–4 % Al	2010	580	8	25	360
Ti–6 % Al–4 % V	2710	815	9	14	310
Порошковая металлургия (горячая экструзия, ~1150...1200 °С, λ = 4)					
Ti	1420	550	35	55	670
Ti–4 % Al	2580	690	14	36	560
Ti–6 % Al–4 % V	3160	950	15	35	520
Ti–W* (W* = 12,5 % об.)	1850	715	26	30	870
Ti–W* (W* = 25,0 % об.)	2140	910	17	24	1140

Примечания: 1. Фракции титановых порошков – 200 мкм, Ti–Al и Ti–Al–V – порошки легированные опытно-промышленного производства. 2. W* – волокна вольфрама; *d* = 0,06 мм, *l*/*d* ≅ 80.



а) *б)*

Рис. 7. Структура армированного титана Ti–W*, содержащего 12,5 % об. W* (×400):
а – после спекания при 1150 °С, 1 ч и экструзии при 1150 °С, $\lambda = 4$; *б* – после спекания при 1150 °С, 0,5 ч и экструзии при 1150 °С, $\lambda = 4$

ственно, снижает механические свойства армированного титана.

Микрорентгеноспектральным анализом выявлена следующая фрагментация фаз: α–Ti $\rightarrow$ ($\alpha + \beta$)–Ti $\rightarrow$ $\rightarrow$ β–Ti $\rightarrow$ W. Прослойки образуются почти на всех волокнах, что подтверждается рис. 7, *б*.

Уменьшение продолжительности спекания до 0,5 ч заметно снижает толщину прослойки (~1...2 мкм). Кроме того, на рис. 7, *б* четко просматривается ориентация волокон W* в направлении экструзии. Именно эта отличительная особенность делает процесс экструзии уникальным для синтеза композиционных материалов.

Таким образом, экструзия является наиболее эффективным методом компактирования армированных материалов, при котором деформация волокна (как правило, удлинение) положительно влияет на прочность композиции: при объемной доле волокон 20...25 % достигается максимальная прочность, тогда как при других методах компактирования порошково-волокнистых композиций объемное содержание волокон составляет 35...45 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Манукян Н.В., Петросян А.С.** Закономерности экструзии армированных композиционных материалов. 1. Исследование процессов экструзии // Порошковая металлургия. Киев, 1985. № 12. С. 66–70.

2. **Манукян Н.В.** Технология порошковой металлургии. Ереван: Айастан, 1986. 234 с.

3. **Дорофеев В.Ю., Кособоков И.А. и др.** Процессы сращивания в порошковой металлургии. Новочеркасск, 1990. 88 с.

4. **Штерн М.Б., Сердюк Г.Г. и др.** Феноменологические теории прессования порошков. Киев: Наукова думка, 1982. 140 с.

Вилен Сергеевич Гукасян, соискатель;
Асмик Самсоновна Петросян, д-р техн. наук

ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ:
учебник для студентов машиностроительных специальностей
А.М. Дальский, Т.М. Барсукова, А.Ф. Вязов и др.

6-е издание 592 с.: ил. ISBN 5-217-03311-8

Цена 319 р. с НДС

Рассмотрены современные и перспективные технологические способы производства черных и цветных металлов, изготовление заготовок и деталей машин из металлов и неметаллических материалов: литьем, обработкой давлением, сваркой, резанием и другими способами, а также прогрессивные малоотходные способы изготовления заготовок и деталей из порошковых материалов.

Шестое издание (5-е изд. 2003 г.) исправлено и дополнено новыми материалами по нанотехнологиям, публикацией задачника по всем основным разделам курса с доведением решения задач до числового значения. При этом обеспечивается очень тесная связь методического характера с учебным материалом в его приложении к технологии. В этом проявляется, в частности, старый мудрый принцип: "Знать – значит уметь!".

Учебник подготовлен коллективом преподавателей МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Для студентов машиностроительных специальностей вузов.

Гриф Минобрнауки

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

В.В. Карабанов *(г. Железнодорожный),*
И.О. Бохоров *(ОАО "ВНИИСТ", г. Москва)*

Развитие способа пайки металлов

Изложена история возникновения и развития пайки с древнейших времен до наших дней. Отмечен высокий уровень современного паяльного производства, который обеспечивает успешное развитие современных отраслей промышленности – электроники, авиации, космонавтики.

The history of occurrence and development of the soldering since the most ancient times up to now is stated. The high level modern soldering manufacture which provides successful development of modern industries – electronics, aircraft, astronautics is marked.

Ключевые слова: пайка; паяные соединения; развитие.

Key words: soldering; soldered joints; development.

Пайка является древнейшим способом получения монолитного соединения металлических деталей при изготовлении различных изделий. В период возникновения и развития металлургического производства происходило накопление знаний о свойствах жидкого металла, которые приводили человека к мысли не только о способах его использования для производства различных деталей, но и для их соединения. Два примечательных свойства жидкого металла не могли не привлечь внимание древних металлургов. Жидкий и твердые металлы способны образовывать неразъемное прочное соединение. Жидкий металл способен самопроизвольно затекать между соприкасаемыми металлическими деталями. Эти два свойства жидкого металла легли в основу способа пайки, которая нашла широкое применение свыше 5000 лет назад.

Примечательной особенностью паяных изделий является незаметность и монолитность паяного соединения, что особенно ценится при изготовлении украшений и изделий из драгоценных металлов (золота, серебра). Поэтому первоначальное применение пайка нашла в этой области (в древнем городе Ур был найден паяный золотой кубок, в гробницах Египта обнаружены паяные дорогие украшения).

При изготовлении таких изделий от исполнителя требовались особенное мастерство и ответственность, высокие знания свойств металлов, технологии огневой обработки, высокая точность подготовки деталей к пайке. Такие специалисты должны были формироваться только под покровительством правящих элит, в руках которых сосредотачивались богатства и передовые технологии.

Пайка рассматривалась как микрометаллургический процесс, развитие и совершенствование которого зависели от достижений металлургического производства, поэтому по мере освоения новых металлов и сплавов совершенствовался процесс пайки, создавались новые паяльные материалы.

Высокие темпы развития и расширение области применения пайка получила с наступлением бронзового века (2000 лет до н.э.), в период освоения бронз и меди, открытия олова. Расширялся температурный интервал плавления металлов, появилась возможность применения низкотемпературной пайки.

Было замечено, что в зависимости от вида (состава) руды заметно изменяются литейные свойства бронзы. Лучшие отливки получались из мышьяковых и мышьяково-сурьмянистых бронз. Имея более низкие температуры плавления по сравнению с драгоценными металлами и медью, а также высокую жидкотекучесть, бронза служила хорошей основой для расширения ассортимента припоев. Пайка начинает применяться в Шумерах, Вавилоне, Китае.

Если пайка драгоценных металлов значительно облегчалась вследствие инертности паяемых металлов и припоев на их основе по отношению к окислительному воздействию окружающей среды при нагреве, то при пайке позднее открываемых металлов и сплавов (медь, бронза, железо) необходимо было решать вопросы защиты металлов. Происходил поиск естественных материалов, способных разрушать окисные пленки металлов и создавать защитные покрытия. В качестве флюсующих материалов нашли применение яр-медянка, криоколла, нитруил, мочевина. Мочевина широко применялась в древних Помпеях в качестве стирального вещества. Она была способна очищать поверхность металлов от загрязнений и некоторых окислов, что привело к мысли исполь-

зования ее при пайке. (Очерки технологии древних производств / под ред. Б.А. Колчина. Москва, 1975.)

В середине первого тысячелетия до н.э. пайку начинают применять при соединении железных изделий (наконечник копья, рукоятка меча). Несмотря на невысокое качество паяных соединений, их прочность вполне удовлетворяла существовавшим требованиям. На Руси пайка применялась при изготовлении сложных замков и ключей. В окрестностях Новороссийска и Анапы найдены паяные наконечники копий без видимых следов припоя, шва на поверхности, что говорит о высоком качестве пайки. (Рыбаков Б.А. Ремесло древней Руси. Москва, 1948. [1].)

Письменное описание процесса пайки впервые осуществлено в Римской империи Плинием Старшим в 60-м г. н.э.

В первом тысячелетии н.э. значительно расширяется область применения пайки, используются новые паяльные материалы, применяется низкотемпературная пайка. К этому периоду относятся паяные изделия с применением олова и припоями на его основе. В Новгороде найдены паяные бубенчики, в Поволжье и на территории Южного Предуралья найдены сарматские паяные шлемы, изготовленные в VI в. н.э., в скифских курганах найдены паяные греческие вазы, изготовленные в Приморском Пантикопее. В этот период расширяется ассортимент флюсов, усложняется их состав. Это свидетельствует о том, что пайка внедряется как необходимая операция в массовом производстве (посуда, вооружение и т.п.).

На рубеже IX–XI в. начинает применяться флюс в виде пасты (подобной мылу), состоящей из щелока и свежего сала с добавлением соли и меди. Пастообразный флюс при высокой температуре разлагает оксидные пленки на поверхности. Медь широко применяется при пайке железных изделий.

Пайка становится общеизвестным процессом, способным решать сложные технические задачи не только при изготовлении предметов личного потребления, но и в промышленности. Древние строители успешно применяли пайку при сооружении водных трубопроводов, которые сохранились до нашего времени в городах Италии (Рим, Помпеи). Изготовление труб осуществлялось путем свертывания свинцовых листов вокруг ровного древесного ствола и соединения концов листа пайкой с применением оловянно-свинцовых припоев. Трубопровод изготовляли путем соединения стыкованных труб пайкой.

Другим крупным паяным промышленным объектом, сооруженным древними строителями, является пристань в древней Ольвии, в настоящее время ушедшая под воду. Пристань строилась путем заключения крупных каменных блоков в металлические рамы, которые соединялись между собой в единую площадку путем низкотемпературной пайки с использованием в качестве припоя свинца.

Объем знаний, достигнутый за отмеченный период развития металловедения, позволил в начале II тысячелетия создавать искусственные металлические сплавы, в том числе припои, использовать огненную обработку (термообработку) для получения более высоких свойств металлов. На Арабском Востоке путем термообработки была создана уникальная "дамасская" сталь, и разработан широкий ассортимент припоев, большинство которых применяется и в настоящее время.

Основываясь на базе эмпирических знаний, получаемых в процессе развития металлургического производства, способ пайки мог независимо возникать в различных древних государствах с развитой металлургией. Об этом свидетельствуют находки на острове, расположенном между Колумбией и Эквадором, золотых изделий, паяных в I веке до новой эры, т.е. в период полной изоляции американского континента от остальных континентов. Паяные изделия представляли собой соединенные пайкой стержень и сферу, изготовленные из сплава 20 % Au + 2 % Ag + 78 % Cu, а в качестве припоя применялся сплав состава 42 % Au + 10% Ag + 48%Cu. Соотношение составов деталей и припоя доказывает, что древние американские металлурги обладали знаниями, позволяющими получать сплавы припоя со строго заданными свойствами путем варьирования содержания отдельных компонентов и создавать как детали, так и припои для их соединения, и получать паяные соединения с наперед задаваемым качеством.

К началу прошлого столетия в научных и производственных кругах сложилось мнение об ограниченных возможностях пайки, о ее ремесленном характере, требующем высокой точности и стерильности исполнения. Такое мнение продолжает сохраняться и в настоящее время, чему способствует крайне упрощенный подход к науке и достижениям пайки, ограниченный объем литературы, полное отсутствие технической пропаганды о современных возможностях пайки.

Открытие в конце XIX в. русским ученым Славяновым электрической дуги привело к рождению принципиально нового способа соединения металлов – ручной электродуговой сварки плавлением. Значительными преимуществами нового способа являются простота управления процессом сварки и высокая мобильность технических средств, обеспечивающих ее применение в любых производственных условиях, в том числе – полевых. Сварка быстро нашла широкое применение практически во всех отраслях промышленности. Это привело к стремительному росту промышленного производства и строительства. В этих условиях был утрачен интерес в промышленных кругах к пайке, которая продолжала применяться только в условиях мастерских профессиональными мастерами.

По мере возрастания требований к строительным конструкциям и внедрения новых, более прочных, марок сталей, чувствительных к термическому циклу сварки, все убедительней становились ограниченные возможности способа сварки. Высокая температура

сварки, многократно превышающая температуру плавления сталей, ухудшала структуру и свойства свариваемых металлов, а высокая скорость изменения температуры свариваемого участка соединения приводила к зависимости качества соединения от многочисленных факторов (влажность, температура окружающего воздуха, загрязнения и т.д.). Сварка оказалась неприменима при создании конструктивно сложных соединений в машиностроении, тонкостенных изделий с множеством соединений (теплообменники) в автомобилестроении, радио и электротехнике, где пайка начинает применяться как единственно возможный способ соединения.

В 30-х гг. прошлого века пайка вновь становится востребована в развивающейся промышленности, а неограниченные потенциальные возможности пайки становятся в центре внимания ученых. В 1925 г. утверждаются первые стандарты на серебряные и медно-цинковые припои. С.Н. Лоцманов разрабатывает основы теории и практики пайки алюминиевых сплавов. М.Г. Лозинский разрабатывает технологию скоростной высокопрочной пайки авиационных узлов и боеприпасов с применением ТВЧ. Ф.А. Цандлером изготавливается первый реактивный двигатель с множеством паяных соединений, способных выдерживать высокие нагрузки и температуры. Становится очевидным, что стремительно ускоряющийся технический прогресс в современных отраслях промышленности неразрывно связан с процессом пайки [2].

Для освоения в производстве новейших строительных материалов и создания наиболее прогрессивных технологий при ведущих научно-исследовательских институтах страны создаются лаборатории и отделы, занимающиеся процессами пайки. В 1947 г. при НИИ технологии машиностроения создается первая специализированная лаборатория по пайке.

Создание мощной научно-технической базы способа пайки позволило в короткие сроки решать наиболее сложные технические задачи и удовлетворять потребности важнейших отраслей промышленности, обеспечить им лидирующее положение в современном мире.

Пайка обеспечила становление и развитие реактивно-космической техники в области создания жидкостных ракетных двигателей, что обеспечило приоритетный для страны запуск в космос первых спутников Земли. При изготовлении космического корабля "Восток", на котором Ю.А. Гагарин покорил космос, было израсходовано около 700 кг высокотемпературного припоя. Только с применением пайки стало возможным изготовление решетчатых крыльев аэродинамических поверхностей крылатых ракет.

Наиболее наглядно преимущества пайки по сравнению со сваркой проявились при пайке и сварке идентичных трубопроводных систем – промысловых трубопроводов в полевых условиях и обсадных колонн над устьем глубоких скважин (5000 м).

При ручной сварке промысловых трубопроводов небольшого диаметра на промысле создаются крайне неблагоприятные условия для формирования сварного соединения, качество которого зависит от погодных условий, мастерства сварщика, высокой степени чистоты подготовки и т.д. Определено, что брак сварных соединений технологических трубопроводов достигает 64 %, промысловых трубопроводов – 80 %. При замене сварки на индукционную пайку брак был ликвидирован практически полностью.

Традиционно обсадные колонны собираются из труб с резьбовыми соединениями, изготовление которых почти на 40 % повышает стоимость труб. Трудоемкость изготовления резьбовых труб замедляет процесс их производства и снабжение буровых организаций, вследствие чего происходит длительное простаивание дорогостоящих бурящихся скважин. Ненадежна герметичность протяженных обсадных колонн. Попытки ИЭС им. Е.О. Патона внедрить сварку взамен резьбы путем применения специальных полуавтоматов, осуществляющих сварку труб над устьем скважины в среде углекислого газа, оказалась безуспешной. Высокий показатель аварийности при спуске сварных колонн в течение десяти лет внедрения сварки привел к отказу производственников от сварки. При осуществлении индукционной пайки обсадных колонн надежно обеспечивались показатели безаварийности и герметичности.

Распространение способа пайки на область строительства крупных строительных конструкций стало возможным благодаря двум важнейшим разработкам, внедренным в промышленность – высокочастотные установки скоростного нагрева, особенно трубных конструкций и высокопрочного (340 МПа) припоя П87 на железной основе ($T_{пл}$ = 1200 °С), предназначенного для пайки стальных изделий с широкими сборочными зазорами (до 1 мм). Индукционный нагрев обеспечивает одновременный нагрев всего стыка, самофлюсующий припой П87 позволяет создавать качественные соединения, по прочности сопоставимые с прочностью трубных марок сталей.

В настоящее время благодаря труду выдающихся ученых, работавших в области пайки (С.В. Лашко, С.Н. Лоцманова, В.П. Фролова, И.Е. Петрунина и др.), разработана теория пайки, созданы учебники и паяльные материалы применительно к пайке практически любых существующих металлов и неметаллов, разработаны разнообразные технологии пайки. Расширение возможностей пайки обеспечивается большим разнообразием источников нагрева, большим ассортиментом паяльных материалов, широким разнообразием защитных сред и технологий. Пайку могут применять, совмещая со сваркой (сварка-пайка), что обеспечивает получение более качественных соединений. При пайке может использоваться автовакуумный эффект, обеспечивающий самопроизвольное удаление газов из зазора.

С пайки сняты требования по установке капиллярных зазоров и по высокой стерильности подготовки. Разработаны технологии пайки с широкими, некапиллярными зазорами, в том числе с использованием тугоплавких наполнителей.

Развитие пайки происходит синхронно с развитием современного производства и во многих случаях пайка является незаменимым способом решения сложнейших современных технических задач.

Пайка позволяет полностью автоматизировать процесс соединения высокой производительности, что делает ее процессом будущего. Примечательной особенностью пайки является возможность создания и совершенствования паяльных материалов на любом крупном предприятии, что ускоряет технический прогресс в отрасли.

Пайка и сварка не исключают, а дополняют друг друга. Правильный учет возможностей этих способов соединения деталей позволяет организовать производство на наиболее высоком техническом и экономическом уровне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Розанова Л.С., Терехова Н.Н.** Химико-технологическая характеристика некоторых приемов древней железообработки / Железообрабатываемые ремесла – методы естественных наук в археологии. Москва, 1987.

2. **Фролов В.П. и др.** Пайка. Этапы и направления развития //Сварочное производство. 2007. № 4. С. 40–44.

Виктор Владимирович Карабанов, канд. техн. наук;
Игорь Олегович Бохоров, научный сотрудник

Внимание!

В последнее время участились случаи контрафактно изданных журналов нашего издательства с нарушением технических стандартов полиграфии.

Нередко покупателями некачественных изданий становятся бюджетные организации, заключившие договор с недобросовестными поставщиками в результате тендера.

ООО "Издательство Машиностроение" обладает исключительными правами на выпуск и реализацию своих периодических изданий, поэтому для оформления подписки у нас не требуется участие в тендерах. Издательство предоставляет все документы, которые необходимы государственным учреждениям.

Издательство "Машиностроение" предоставляет журналы
по минимальной отпускной цене.
Постоянным подписчикам предоставляет скидку – 3 %.

Ежемесячная отправка заказной бандеролью осуществляется за счет издательства.

Приглашаем Вас оформить подписку на журналы издательства "Машиностроение"
в отделе продаж, маркетинга и рекламы:
107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98. Факс: (499) 269-48-97.
e-mail: realiz@mashin.ru www.mashin.ru

Обращайте внимание на качество журналов, получаемых по подписке!
Издательство не несет ответственности за низкое качество журналов, приобретенных у недобросовестных поставщиков, и не принимает их к обмену.

Поздравляем!

Владимира Денисовича Кухаря

доктора технических наук, профессора

с 60-летием

16 апреля 2009 г. исполнилось 60 лет со дня рождения проректора по научной работе, заведующего кафедрой "Теоретическая механика" Тульского государственного университета (ТулГУ) Владимира Денисовича Кухаря.

Окончив в 1972 г. с отличием Тульский политехнический институт по специальности "Производство летательных аппаратов", В.Д. Кухарь в 1975 г. досрочно закончил аспирантуру с защитой диссертации и присуждением ученой степени кандидата физико-математических наук. С 1972 г. и до настоящего времени работает в ТулГУ, пройдя путь от ассистента до проректора и заведующего кафедрой.

В 1981 г. Владимиру Денисовичу вместе с коллективом авторов была присуждена премия Ленинского комсомола "За комплекс разработок по интенсификации процессов формообразования листовых, трубчатых и объемных заготовок". По результатам этих работ была издана монография "Прогрессивные технологические процессы холодной штамповки", отмеченная премией Минвуза СССР в 1986 г.

После защиты докторской диссертации в 1989 г. В.Д. Кухарь получает звание профессора в 1992 г. В этот же период он становится Лауреатом премии им. С.И. Мосина (1991 г.).

В 1995 г. Владимир Денисович возглавил кафедру "Теоретическая механика" ТулГУ. При его участии издано 7 учебных пособий, проведена работа по созданию учебно-методического комплекса кафедры на электронных носителях по курсу "Теоретическая механика". На кафедре были открыты аспирантура и докторантура.

В.Д. Кухарь успешно сочетает учебную работу с научной, он возглавляет направление "Математическое моделирование процессов холодной и горячей объемной штамповки заготовок". При его участии разработаны и внедрены в производство новые технологические процессы сборочных и формообразующих операций магнитно-импульсной штамповки полых цилиндрических заготовок, а магнитно-импульсные установки серии "МИУ-Т" внедрены на предприятиях Тулы и других городов России.

Владимиром Денисовичем опубликовано более 100 научных работ, из них 3 монографии, 6 авторских свидетельств и патентов на изобретения. Под его научным руководством выполнены 4 докторских и 70 кандидатских диссертаций.

В 1996 г. ему присвоено звание члена-корреспондента Академии Естествознания, в 1997 г. он избран академиком Академии проблем качества, а в 2000 г. – действительным членом Академии инженерных наук.

В 2001 г. ему вторично присуждаются премия имени С.И. Мосина и звание "Почетный машиностроитель", он награжден нагрудным знаком "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации".

В 2003 г. В.Д. Кухарь удостоен звания Лауреата Всероссийского конкурса "Инженер года" в номинации "Машиностроение".

В 2007 г. Владимиру Денисовичу вместе с коллективом авторов присуждена премия Правительства Российской Федерации в области образования.

Коллектив редакции и редакционный совет
поздравляют Владимира Денисовича Кухаря с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья и плодотворной дальнейшей деятельности
на благо нашей науки и образования.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 05.02.09 г. Подписано в печать 26.03.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,28. Заказ 280. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.