

Министерство народного образования Белорусской ССР  
Белорусский ордена Трудового Красного Знамени  
политехнический институт

# МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ  
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 22

Минск  
"Вышэйшая школа"  
1988

УДК 669 (082)

М 54

Редакционная коллегия:

Л.С. Л я х о в и ч (гл. редактор), Е.И. Б е л ь с к и й (отв. секретарь), И.И. Г у р д у с,  
Н.П. Ж м а к и н (отв. секретарь), П.А. П а р х у т и к, О.В. Р о м а н, А.В. С т е п а н е н -  
к о, В.И. Х а р и т о н о в и ч, Д.Н. Х у д о к о р м о в (зам. гл. редактора)

Ответственный за выпуск А.Г. С л ў ц к и й

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований по химико-термической обработке различных металлов и сплавов. Рассмотрены вопросы получения порошковых сред для термодиффузионной обработки, а также структурообразования диффузионных слоев, их свойства; результаты исследований процессов структурообразования легированных и модифицированных железоуглеродистых и цветных сплавов, а также прогрессивные технологии получения высококачественных отливок; современные способы очистки пылегазовых выбросов литейных цехов, вопросы охраны труда; результаты исследований в области пластической деформации металлов; современные технологические процессы холодной и горячей обработки металлов давлением, формообразования порошковых материалов, а также результаты их реализации в производстве.

Предназначен для ИТР, научных работников, преподавателей и студентов вузов соответствующего профиля.

М  $\frac{2601000000 - 069}{\text{М } 304(03) - 88}$  140-88

# МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.785.5

Л.С. ЛЯХОВИЧ, Р.Н. ХУДОКОРМОВА, Е.О. СКАЧКОВА

## РОЛЬ ОКСИДНОЙ ПЛЕНКИ АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ЕГО ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Результаты существующих работ по вопросам диффузионного цинкования образцов из Al-сплавов из порошковых сред приводят к спорным выводам о роли оксида алюминия как пленки, присутствующей на поверхности образцов из алюминия, и как компонента порошковой среды. Экспериментальные исследования [1--3] показывают, что вводимый в насыщающую среду с целью предотвращения спекания смеси в процессе ХТО оксид алюминия является балластной добавкой и представляет  $\alpha$ - $Al_2O_3$ . Кристаллическая природа оксидной пленки, ее поведение и участие в процессе диффузионного насыщения алюминия изучены недостаточно.

Поэтому настоящее исследование сводилось к выяснению роли оксидной пленки в процессе ХТО.

Образцы из сплавов АД31, Д16, АМг3, АЛ9 и подвергнутые предварительному оксидированию образцы из Д16 были обработаны в насыщающих средах на базе Al-Zn [1] при  $t_{ХТО} = 450, 500, 550$  °С,  $\tau_{ХТО} = 4$  ч.

В результате проведенных исследований установлено:

при ХТО образцов из деформируемых сплавов АД31, АМг3, Д16 на их поверхности формируются равномерные диффузионные слои толщиной 230...250 мкм;

при ХТО образцов из литейного сплава АЛ9 толщина неравномерных по профилю диффузионных слоев достигает лишь 100 мкм;

образцы, подвергнутые предварительному оксидированию, плохо поддаются диффузионному цинкованию, о чем свидетельствует формирование неравномерных и локальных слоев с пятнистой поверхностью.

Полученные результаты можно объяснить следующим образом. На всех образцах из алюминиевых сплавов, в том числе и оксидированных, имеется квазиаморфный тонкокристаллический слой  $\gamma$ - $Al_2O_3$ . При температурах процесса ХТО он переходит в истинно кристаллическое состояние с кубической решеткой типа шпинели (пространственная группа  $Fd\bar{3}m$  с периодом  $d = 0,79$  нм) [4]. Реакционная способность Al-сплавов будет определяться толщиной и степенью дефектности оксидной пленки при прочих равных условиях. Образцы из алюминиевых сплавов АД31, АМг3, Д16, подвергнутые деформированию, имеют естественный оксидный слой толщиной 0,02...0,1 мкм. Эти

сплавы увеличивают реакционную способность поверхностных слоев образцов, во-первых, за счет энергетического вклада различных видов структурных дефектов, во-вторых, за счет аккумуляирования механической энергии. Все это приводит к увеличению энтальпии поверхности образцов и изменению константы равновесия протекающих на ней реакций.

При термодиффузионной обработке образцов из порошковых сред Al–Zn на поверхность образцов из Al-сплавов будут адсорбироваться активные атомы и молекулы насыщающей смеси  $\text{NH}_3^+$ ,  $\text{HCl}^-$ ,  $\text{Zn}^{2+}$ ,  $\text{Cl}_2$ ,  $\text{O}_2$ ,  $\text{AlCl}_3$ ,  $\text{ZnCl}_2$  и т.д.

Наличие различного рода структурных дефектов на поверхности  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  способствует диффузии адсорбированных частиц в эти дефектные зоны, что нарушает сплошность оксидной пленки и приводит к разрыхлению связей между Al и кислородом в оксиде  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Разрыв связей способствует проявлению каталитических свойств оксидной пленки, которая начинает действовать как активный центр свободнорадикальных и ионных операций. В результате протекания промежуточных реакций на поверхности образцов атомы Zn могут активно замещать атомы Al, поскольку они взаимно изоморфны, а также заполнять вакансии и мигрировать по ним в глубь образца. Одновременно часть атомов цинка, обладающих большим сродством к кислороду, займет тетраэдрические пустоты шпинельной решетки  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  и сохранит свое положение по окончании процесса насыщения. Это приведет к переходу оксидной пленки  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  в пленку типа  $\text{ZnAl}_2\text{O}_4$  (структурный тип шпинели, решетка ОЦК с периодом  $a = 0,809$  нм) [5].

В связи с особенностями технологического процесса получения образцы из литейных сплавов по сравнению с деформируемыми имеют менее дефектную и мало напряженную оксидную пленку с низкой реакционной способностью. Поэтому литейные сплавы характеризуются пониженной каталитической активностью оксидного слоя, что обуславливает замедление процесса диффузионного массопереноса цинка в образец [4].

В отличие от естественного оксидного слоя оксидированные образцы имеют пленку толщиной до 10...15 мкм, причем довольно неравномерную по профилю. Для таких оксидированных пленок возможен рекристаллизационный механизм разрушения [6], согласно которому происходит локальное разрушение пленки и, следовательно, локальное насыщение поверхности цинком.

Таким образом, оксидная пленка, присутствующая на всех образцах из алюминиевых сплавов, активно влияет на процесс диффузионного цинкования.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Ляхович Л.С., Кухарев Б.С., Казак В.В., Кухарева Н.Г. Диффузионное цинкование алюминиевых сплавов // МиТОМ. – 1985. – № 6. – С. 62–64.
2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Под ред. Л.С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
3. А. с. 560001 СССР. Состав для диффузионного цинкования алюминия и его сплавов / Л.С. Ляхович и др. – Опубл. в Б. И., 1977, № 20.
4. Мейер К. Физико-химическая кристаллография: Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1972. – 480 с.
5. Будников П.П., Гинстлинг А.М. Реакция в смесях твердых веществ. – М.: Стройиздат, 1971. – 480 с.
6. Гегузин Я.Е., Кагановский Ю.С. Диффузионные процессы на поверхности кристалла. – М.: Энергоиздат, 1984. – 128 с.



Л.Г. ВОРОШНИН, В.В. МИРОНОВИЧ,  
И.А. РАТЬКОВСКИЙ, А.Г. НАЛИВАЙКО

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ

Для поляризации образцов из сегнетокерамики и дальнейшей их эксплуатации необходимо создать на их поверхности токопроводящие электроды. В работе [1] рассмотрены процессы металлизации образцов из сегнетокерамики в порошковых насыщающих средах и свойства их покрытий. Для объяснения природы образования покрытий и строения переходной зоны необходимо изучить масс-спектр сегнетокерамики, подвергнутой диффузионному насыщению.

Масс-спектральное исследование сегнетокерамики после металлизации при температуре 873 К в насыщающей смеси на основе олова и алюминия проводили на реконструированном для изучения высокотемпературных процессов масс-спектрометре МИ-1201 [2]. Исследуемый образец после удаления металлического покрытия измельчали до порошковой фракции и помещали в платиновую эффузионную ячейку, армированную молибденом. Нагрев ячейки осуществляли методом электронной бомбардировки. Масс-спектр просматривался до 1000 а.е.м. при ускоряющем напряжении 5 кВ. Идентификация ионов проводилась по массам с учетом изотопного распределения.

В табл. 1 представлен масс-спектр пара исследуемой сегнетокерамики для температурного диапазона 850...1100 К. При  $T = 960$  К в масс-спектре пара начинает появляться ионный ток  $Pb^+$ . С повышением температуры до 1040 К интенсивность ионного тока  $Pb^+$  возрастает и одновременно появляется ионный ток, соответствующий ионам  $Al_2Cl_6^+$ .

Таким образом, при нагревании сегнетокерамики, начиная с  $T = 960$  К, в пар при равновесных условиях переходит элементарный свинец: [Сегнетокерамика]  $\rightarrow (Pb)$ . При повышении температуры до 1040 К наряду с отгонкой свинца имеет место процесс: [Сегнетокерамика]  $\rightarrow (Al_2Cl_6)$ .

При дальнейшем повышении температуры эффузионной ячейки до 1163 К в масс-спектре сегнетокерамики регистрируются ионные токи  $PbO^+$  и  $(PbO)_n^+$ .

Табл. 1. Масс-спектральное исследование парообразования сегнетокерамики после диффузионного насыщения (ионизирующее напряжение 70 эВ, ток эмиссии 0,5 мА)

$T, K$	$Pb^+$	$PbO^+$	$Pb_2Cl_6^+$	$Pb_2O_2^+$	$Pb_3O_3^+$	$Pb_4O_4^+$
960	30	—	—	—	—	—
990	55	—	—	—	—	—
1043	58	—	30	—	—	—
1110	40	—	60	—	—	—
1163	63	30	40	—	—	—
1263	80	170	6	80	20	40
1253	300	650	3	260	60	130

Табл. 2. Масс-спектр пара чистого PbO и сегнетокерамики при  $T = 1350$  К

Вещество	$Pb^+$	$PbO^+$	$Pb_2O^+$	$Pb_2O_2^+$	$Pb_3O_3^+$	$Pb_4O_4^+$
PbO	50	100	27	65	14	26
Сегнетокерамика	46	100	24	47	12	24

Интенсивность ионного тока  $Al_2Cl_6^+$  уменьшается. При  $T = 1263$  К ионный ток  $Al_2Cl_6^+$  значительно падает, а масс-спектр пара сегнетокерамики отвечает масс-спектру чистого PbO, что свидетельствует о практически полной отгонке элементарного свинца. Съемка масс-спектра пара чистого PbO была проведена в отдельном опыте с использованием платиновой эффузионной ячейки (табл. 2).

Таким образом, начиная с  $T = 1260$  К и выше, элементарный свинец и хлорид алюминия практически полностью отгоняются за определенный промежуток времени. Состав пара при этих температурах отвечает молекулярным формам  $(PbO)_n$ , т. е. имеет место следующий процесс: [Сегнетокерамика]  $\rightarrow (PbO)_n$ , где  $n = 1..4$ .

В результате проведенных исследований установлено, что при диффузионном насыщении, начиная с  $T = 960$  К, из сегнетокерамики выделяется атомарный свинец. Это подтверждено и рентгенографическим анализом. Наличие в паровой фазе чистого свинца свидетельствует о восстановлении PbO алюминием в процессе диффузионного насыщения образца из керамики. Полученные результаты доказывают также, что свинец располагается преимущественно в переходной зоне. Наличие в паре при этих температурах дихлорида алюминия можно объяснить процессами диффузии и скапливанием  $AlCl_3$  и порак и по границам зерен в процессе диффузионного насыщения. Оксид свинца, присутствующий в порах сегнетокерамики в свободном виде, начинает переходить в пар только при температуре выше 1160 К.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Металлизация сегнетокерамики системы ЦТС / В.В. Миронович, Л.Г. Ворошнин, Л.А. Васильев и др. // Физико-химические основы технологии сегнетокерамических и родственных материалов. — М.: Наука, 1983. — С. 135.
2. Ратьковский И.А., Наливайко А.Г., Суровцев В.В. // Приборы и техника эксперимента. — 1982. — № 5. — С. 232.

УДК 621.793

Л.С. ЛЯХОВИЧ, В.А. ВЕЙНИК, А.А. ШМАТОВ

### МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ДИФфуЗИОННЫЕ ЖАРОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Известно, что жаро- и термостойкость алитированных сталей может быть повышена путем их легирования. Несмотря на значительный практический и научный интерес, вопросы, связанные с нанесением многокомпонентных жаро-

стойких покрытий, включающих алюминий, остаются еще мало изученными.

Целью работы являлось исследование влияния элементов ПА–IVA групп периодической системы элементов на структуру, фазовый состав, микротвердость, жаро- и термостойкость алитированных слоев на образцах из жаропрочных сталей.

Диффузионное насыщение проводили газоконтактным методом при температуре 1100 °С в течение 5 ч. По данным микроструктурного и рентгеноструктурного анализа структура и фазовый состав покрытий определяются содержанием алюминия в насыщающей смеси, а также типом легирующего элемента. Уже при незначительном содержании алюминия (по массе) формируются типично алюминидные структуры. Диффузионный слой состоит из двух зон. Поверхностная зона, обладающая высоким сопротивлением окислению, представляет алюминиды железа, преимущественно FeAl и Fe<sub>3</sub>Al, легируемые вводимыми элементами. Внутренняя зона столбчатых кристаллов является α-твердым раствором алюминия и других элементов в железе. Наличие на поверхности образцов высокоалюминидных фаз (FeAl<sub>2</sub>, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, FeAl<sub>3</sub>), име-

Табл. 1. Сравнительная жаростойкость диффузионных покрытий на образцах из стали 12Х18Н10Т

Насыщающие элементы	Толщина зоны алюминидов, мкм	Жаростойкость 1100 °С за 100 ч, характеризующая увеличением массы, г/м <sup>2</sup>	Жаростойкость t = 20...1000 °С за 75 ч (15 циклов), характеризующая увеличением массы, г/м <sup>2</sup>
Al	230	65	-310
Al-Cr	240	63	24
Al-Ta	210	19*	10
Al-W	100	50	-
Al-Mn	150	Более 100	Менее - 10
Al-Mo	130	35	-
Al-HfC	270	75	-
Al-Cr-Y	280	57	5
Al-Cr-Ta	140	16*	10
Al-Cr-Zr	250	Более 100	Менее - 10
Al-Cr-Mg	100	24*	10
Al-Cr-Ti	250	Более 100	Менее - 10
Al-Cr-W	150	45	-
Al-Cr-Mn	200	Более 100	Менее - 10
Al-Ta-Mn	150	Более 100	Менее - 10
Al-Cr-HfSi <sub>2</sub>	240	70	-
Al-Cr-Si-Y	160	56	-
Al-Cr-Ta-Y	350	46	-
Образец из стали 12Х18Н10Т без покрытия	-	2800	Менее - 10

\*Жаростойкость · t = 1000 °С за 100 ч.

ющих низкие прочностные и пластические характеристики, нежелательно, так как приводит к сколам слоя в результате механических и термических ударов

Микротвердость зоны алюминидов и зоны столбчатых кристаллов комплексного Al–Mo-покрытия на образцах из стали 12Х18Н10Т соответственно составляет 4350...4450 и 3400...3500 МПа.

С помощью метода симплекс-планирования рассчитаны на ЭВМ и построены диаграммы: состав насыщающей смеси – толщина слоя, фазовый состав покрытий, жаро- и термостойкость диффузионно-обработанных сталей для всех легирующих элементов при двух-, трех- и четырехкомпонентном насыщении. Выбраны оптимальные составы насыщающих смесей, обеспечивающие получение диффузионных слоев с максимальной жаростойкостью.

Сравнительный анализ оптимальных свойств покрытий (табл. 1) показал, что многокомпонентные покрытия по своим защитным свойствам превосходят однокомпонентные алитированные. Максимальной жаро- и термостойкостью обладают комплексные Al–Ta-, Al–Mo-, Al–Cr–Y-, Al–Cr–W-, Al–Cr–Ta- и Al–CrTa–Y-покрытия.

Высокая жаростойкость комплексных покрытий обеспечивается повышенной термостабильностью легированных алюминидов FeAl и Fe<sub>3</sub>Al. Исследование кинетики рассасывания диффузионных слоев при 1100 °С показывает, что за 100 ч выдержки толщина зоны α-твердого раствора при однокомпонентном алитировании увеличилась в 3,3 раза, для Al–Cr-покрытия – в 3,2 раза, Al–Mo – в 2,8, Al–Cr–W – в 2,3, для Al–Cr–Y – в 1,7 раза.

Легирование алитированных покрытий позволяет повысить их жаростойкость в 1,1...1,9 раза, а термостойкость – в 2...10 раз. Разработанные покрытия можно рекомендовать для повышения сопротивления сталей высокотемпературному окислению.

УДК 621

Б.М. ХУСИД, Б.Б. ХИНА,  
В.Н. ГОНЧАРОВ, И.Г. ПТАШИНСКИЙ

### ДИАЛОГОВАЯ ОБУЧАЮЩАЯ СИСТЕМА "СПЛАВ" ДЛЯ СТУДЕНТОВ-МЕТАЛЛУРГОВ

Одним из направлений интенсификации учебного процесса в технических вузах является широкое применение ЭВМ. Предпочтение отдается диалоговому режиму работы, который не требует знания языков программирования и операционной системы, исключает длительный и трудоемкий процесс отладки программ и позволяет вести профессиональный диалог с ЭВМ, решать конкретные инженерные задачи у дисплея.

Диалоговая обучающая система "Сплав" для студентов специальностей 0404, 0407, 0405, 0414 предназначена для проведения лабораторных работ и практических занятий по курсам "Теория систем и ее приложения в металлургии", "АСУ ТП", "Теория термической обработки" и др. Система "Сплав" функционирует под управлением системы виртуальных машин ЕС ЭВМ и

включена в фонд учебных программ БПИ. Она состоит из комплекса процедур, написанных на языках EХЕС, EХЕС2 подсистемы диалоговой обработки СВМ [1], набора панелей (кадров информации) и пакета прикладных программ (ППП) на языке ФОРТРАН. Диалог студента с компьютером ведется по заранее разработанному сценарию. Сценарии лабораторных работ реализованы в виде наборов кадров — панелей, которые последовательно выводятся на экран дисплея. Панели содержат необходимую информацию: справочные данные, вопросы студенту, указания и рекомендации по дальнейшему ведению диалога, требования ввести ответы на вопросы или числовые значения параметров. На панелях имеются специальные поля для ввода требуемых ответов или чисел. Процедуры на языках EХЕС и EХЕС2 служат для вызова на экран дисплея панелей в необходимой последовательности, считывания введенных студентом ответов и чисел, анализа полученной информации.

Система "Сплав" реагирует на следующие ошибки: 1) ответ не соответствует предложенным вариантам; 2) числовые значения параметров не попадают в требуемые пределы; 3) в числовой информации имеются символы, отличающиеся от цифр, знака "-" и точки; 4) в вещественных числах отсутствует точка или использован символ, отличный от точки. При обнаружении ошибки система "Сплав" выдает сообщение об этом и предлагает студенту исправить введенные данные. На основании ответа студента высвечивается очередная панель либо выполняется расчет по необходимой программе. Числовая информация заносится в файл исходных данных. В память ЭВМ загружается требуемая программа. После этого программа считывает исходные данные из файла, выполняет расчеты по тем или иным формулам и выводит результаты на экран дисплея. На основании расчетных данных студент должен принять конкретное инженерное решение, например, изменить значения входных параметров и повторить расчет, выбрать иное технологическое решение и соответственно другую программу и т. п. При достижении оптимального результата студент может прекратить расчеты и завершить работу с системой. При этом на печатающее устройство выводится протокол лабораторной работы и инструкции по оформлению отчета и обработке полученных результатов.

Диалоговая система "Сплав" вызывается по имени головной процедуры ALLOY. Указав свое имя, студент получает доступ к перечню лабораторных работ. В настоящее время в систему "Сплав" включены 7 работ: 1) расчет диаграммы состояния бинарной металлической системы в приложении идеальных растворов; 2) определение режима термической обработки конструкционной дозвлектоидной низколегированной стали; 3) расчет охлаждения цилиндрической отливки в окрашенном изнутри тонкостенном кокиле; 4) разработка технологии горячей объемной штамповки детали; 5) выбор способа литья и расчет свойств чугунной отливки; 6) проектирование эксцентрикового вала кривошипного пресса; 7) разработка марганцовистой стали с оптимальным сочетанием противоположных механических свойств с помощью метода симплекс-планирования эксперимента.

Перед тем как приступить к лабораторной работе студент может вывести на экран дисплея краткую инструкцию по ее выполнению. Введя соответствующий код (L1–L7), он начинает выполнять лабораторную работу, а указав команду END, выходит из системы "Сплав". Студент не имеет возможности прервать лабораторную работу и обязан довести ее до конца. В работе № 1 сту-

дент указывает названия химических элементов, для которых выполняется расчет, и вводит термодинамические параметры. Программа рассчитывает равновесные составы фаз при указанных температурах. Студент должен повторить расчет для всех возможных в данной системе фазовых равновесий (стабильных и метастабильных) [2]. На основании полученных результатов по окончании работы он строит равновесную диаграмму состояния. В работе № 2 студент вводит марку стали и ее химический состав. Программа рассчитывает значения критических точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ . В ней имеются ограничения на содержание некоторых химических элементов, поэтому необходимо корректировать состав стали. Получив значения критических точек, студент определяет возможные виды термообработки для данной стали и их температурные режимы и отвечает на вопросы системы. В работе № 3 студент, проводя пробные расчеты по формулам [3], подбирает такие значения толщины кокиля и слоя краски, чтобы конечная температура кокиля не превышала заданную. В работе № 4 на экран дисплея выводится текстовая информация о последовательности проектирования технологического процесса горячей объемной штамповки детали на кривошипном горячештамповочном прессе. Студент выполняет расчет штамповочных уклонов, заусеничной канавки и других параметров детали, выбирает температурный режим процесса. При выполнении работы № 5 на выбор предлагаются три способа литья: в песчаную форму, в двухслойную форму и в кокиль. Для каждого способа расчет выполняется по отдельной программе. Варьируя технологические параметры литейной формы и изменяя способ литья, студент подбирает условия охлаждения отливки, обеспечивающие получение заданных ее свойств. В работе № 6 на экране дисплея высвечивается информация о методике проектирования и расчета эксцентрикового вала кривошипного пресса и выполняется расчет допускаемых усилий и диаметров опорных шеек вала для трех марок стали. Студент должен выбрать оптимальную сталь и указать ее механические свойства. После окончания работы необходимо сделать чертеж эксцентрикового вала и построить график зависимости усилия от угла поворота вала. В работе № 7 студент исследует свойства марганцовистой стали с помощью метода симплекс-планирования эксперимента. Программы имитируют выполнение эксперимента, рассчитывают функцию отклика. Студент проверяет адекватность выбранной симплекс-модели. Если она адекватна, студент по функции отклика, представленной в виде цифровых рисунков, выбирает состав стали с оптимальным сочетанием противоположных свойств – прочности и пластичности. Если же модель неадекватна, студент выбирает другую модель и опять проводит "эксперимент". В программах использованы формулы [4], описывающие зависимость механических свойств марганцовистых сталей от их состава.

Применение системы "Сплав" в учебном процессе позволяет привить студентам металлургических специальностей навыки работы с ЭВМ в режиме диалога, которые необходимы пользователям систем автоматизации проектирования (САПР) на современном производстве.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Система виртуальных машин для ЕС ЭВМ / Под ред. Э.В. Ковалевича. – М.: Финансы и статистика, 1985. – 360 с. 2. К а у ф м а н Л., Б е р н с т е й н Х. Расчет диаграмм со-

стояния с помощью ЭВМ. – М.: Мир, 1972. – 326 с. 3. Вейник А.И. Тепловые основы теории литья. – М.: Машгиз, 1953. – 383 с. 4. Балычев Ю.М., Каченко Ф.К. Использование метода планирования эксперимента для исследования механических свойств марганцовистых сталей // МиТОМ. – 1984. – № 12. – С. 28–31.

УДК 669.018:66.094.3

Г.М. ЛЕВЧЕНКО, А.В. ЛОМАКО,  
В.Н. СЕНАТОР

## ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ $\text{MoSi}_2\text{--CrB}_2$ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВОЙСТВ

Дисилицид молибдена широко применяется в качестве материала, работающего при высоких температурах в окислительной среде. Высокая жаростойкость  $\text{MoSi}_2$  обусловлена наличием на поверхности образцов газонепроницаемой стекловидной пленки на основе оксида кремния, образующейся при температурах выше  $1100^\circ\text{C}$  и препятствующей дальнейшему интенсивному окислению вплоть до температуры  $1700^\circ\text{C}$ .

В процессе высокотемпературного нагрева в материале происходят значительные изменения: стекловидная пленка постепенно коагулирует и затекает в поры, возрастает размер зерна дисилицида [1].

Эффект значительного повышения жаростойкости наблюдается при создании псевдосплавов из силицидов и боридов. Например, композиционный материал состава 50 %  $\text{ZrB}_2$  + 50 %  $\text{CrSi}_2$  (по массе) обладает жаростойкостью, существенно превышающей стойкость исходных компонентов [2]. Сплавы системы  $\text{TiSi}_2\text{--TiB}_2$  окисляются значительно меньше чистых дисилицида титана и диборида хрома. Наибольшим сопротивлением окислению обладает сплав состава  $8\text{TiSi}_2$  +  $2\text{TiB}_2$ , представляющий твердый раствор на основе дисилицида титана [3].

Принцип создания композиций типа "силицид–силицид" и "силицид–борид" дает широкую возможность для поиска многокомпонентных сплавов с более высокими физико-химическими свойствами в сравнении с чистыми дисилицидами и диборидами [4].

Настоящая работа является частью цикла работ по исследованию процесса получения систем  $\text{Me}^{\text{IV-V}}\text{Si}_2\text{--Me}^{\text{IV-V}}\text{B}_2$  и их высокотемпературных свойств.

Тугоплавкие соединения и композиционные материалы получали методом прямого синтеза, а их образцы — методами порошковой металлургии. Фазовый состав определяли металлографическим, микродюрометрическим и рентгеноструктурным анализами. Жаростойкость исследовали в атмосфере воздуха гравиметрическим методом при температурах  $1100, 1200, 1300, 1400^\circ\text{C}$  в течение 50 ч. Взвешивание проводили через каждые 5 ч испытаний.

Экспериментально установлено: максимальная температура синтеза составляет  $1600^\circ\text{C}$ ; высокотемпературное взаимодействие в эквимолекуляр-

ных смесях  $(Mo + 2Si) + (Cr + 2B)$  протекает с образованием термодинамически наиболее устойчивых фаз — дисилицида молибдена и дигборида хрома.

Результаты исследования кинетики окисления показали:

максимальный прирост массы (до 80 %) наблюдается за первые 5 ч испытаний;

изотермы окисления имеют параболический характер. Это позволяет предположить, что скорость окисления представленных псевдосплавов, как и металлических сплавов, лимитируется диффузией ионов кислорода через стекловидную пленку оксида;

жаростойкость композиций выше по сравнению с дисилицидом молибдена в 2...4 раза. Это объясняется образованием, помимо оксидов кремния и молибдена, характерных для окисления дисилицида молибдена в указанном интервале температур, борного ангидрида и оксида хрома, затрудняющих диффузию кислорода через многокомпонентную стекловидную пленку:

термостойкость исследуемых образцов не ниже термостойкости дисилицида молибдена.

Результаты измерения оксидной зоны образца, его размеров, оценки изменения состояния поверхности согласуются с приведенными данными гравиметрических исследований.

Синтезированные материалы предлагается использовать для получения компактных изделий методами порошковой металлургии, нанесения жаростойких покрытий на металлические и неметаллические подложки и в качестве насыщающих сред для химико-термической обработки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование влияния керамических добавок и термической обработки на структуру и прочность дисилицида молибдена / П.С. Кислый, М.А. Кузенкова, В.Г. Какюк, О.В. Пшеничная // Высокотемпературные бориды и силициды. — Киев: Наук. думка, 1978. — С. 104–108. 2. Войтович Р.Ф., Пугач Э.А. Окисление силицидов металлов IV–VI групп // Тугоплавкие бориды и силициды. — Киев: Наук. думка, 1977. — С. 97–107. 3. Самсонов Г.В., Уманский Я.С. Твердые соединения тугоплавких металлов. — М.: Металлургиздат, 1957. — 388 с. 4. Тугоплавкие материалы в машиностроении / Под ред. А.Т. Туманова и К.П. Портнова. — М.: Машиностроение, 1967. — 392 с.

УДК 621.785.5

Б.М. ХУСИД, Ю.Г. БОРИСОВ,  
В.Н. САФРОНОВ, С.А. ТАМЕЛО

### ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРЫ АЛИТИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ОТ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Алितिование — один из наиболее эффективных методов защиты изделий из стали от высокотемпературной коррозии.

В настоящей работе исследовалось влияние легирующих элементов (углеорода, хрома, никеля, титана) на распределение алюминия в диффузионном слое.



В качестве объекта исследований были выбраны алитированные покрытия на образцах из армко-железа, углеродистой стали У8, специально выплавленных хромистых сталей с содержанием хрома (по массе) 4,4%; 6,9; 9,3; 12,3; 13,8; 15,9 % и углерода — 0,8...1 %; коррозионно-стойкой стали аустенитного класса 12Х18Н10Т.

Химико-термическую обработку осуществляли порошковым методом в смесях на основе ферроалюминия (содержание алюминия — 32,6 %), оксида алюминия и хлорида аммония. Температура насыщения образцов составляла 950 °С, продолжительность выдержки на изотерме ХТО — 5 ч.

Структуру диффузионного слоя исследовали методами металлографического, микродюрметрического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов. Последний выполняли на микроанализаторе MS-46 фирмы "Сатеса" сканированием образца под электронным зондом вдоль выбранной на поперечном сечении нетравленного шлифа линии.

Насыщающий потенциал смесей для алитирования обеспечил формирование на поверхности всех образцов из исследованных сталей слоя упорядоченного  $\alpha_2$ -твердого раствора [1]. Обозначения фаз приняты в соответствии с диаграммой состояния [2].

Наличие в сталях углерода (до 1 %) и хрома (не более 16 %) практически не отразилось на толщине слоя фазы  $\alpha_2$  (40...50 мкм), но толщина зоны  $\alpha$ -твердого раствора по сравнению с покрытием на образцах из армко-железа уменьшилась (рис. 1). Массовая доля алюминия на поверхности образцов, рассчитанная по данным микрорентгеноспектрального анализа с использованием метода гипотетического состава [3], достигла 30...32 %. О распределении элементов по толщине диффузионного слоя на образцах из легированных сталей судили по изменению относительной интенсивности соответствующих линий характеристического спектра.

Содержание хрома в покрытиях на образцах из хромистых сталей плавно уменьшалось при приближении к поверхности образца. Исключение составляли участки по границам зерен  $\alpha$ -твердого раствора, где имелись включения карбидов хрома, легированные железом и алюминием. Содержание карбидов юсло при удалении от поверхности покрытия и достигало максимума на границе диффузионного слоя с основой.

Толщина фазы  $\alpha_2$  в покрытии на образце из стали 12Х18Н10Т не превышала 25 мкм при общей толщине слоя 90 мкм. Максимум концентрационного профиля алюминия находился на границе раздела фаз  $\alpha_2$ — $\alpha$ , там же отмечалось резкое увеличение концентрации титана и в особенности никеля.

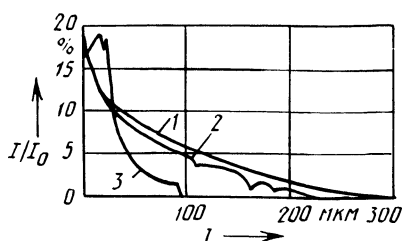


Рис. 1. Распределение алюминия по толщине диффузионного слоя на образцах из:

- 1 — армко-железа; 2 — 90Х16;
- 3 — 12Х18Н10Т

Таким образом, структура алитированных покрытий на образцах из углеродистых и хромистых сталей незначительно отличалась от структуры диффузионного слоя на армко-железе. Покрытия на образцах из стали 12Х18Н10Т имели никелевый диффузионный барьер, препятствующий росту алитированного слоя.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Х у с и д Б.М., Х и н а Б.Б., Б о р и с о в Ю.Г. Исследование насыщающей способности сред для диффузионной металлизации // *Металлургия*. – Минск: Выш. шк., – 1985. – Вып. 19. – С. 86–89. 2. К у б а ш е в с к и О. Диаграмма состояния двойных систем на основе железа: Пер. с англ. – М.: *Металлургия*, 1985. – 184 с. 3. Б а т ы - р е в В.А., Р ы д н и к В.И. О количественном рентгеноспектральном микроанализе многокомпонентных систем // *Завод. лаб.* – 1970. – Т. 36. – № 6. – С. 672–676.

*УДК 621.785.539*

**Б.С. КУХАРЕВ, Г.В. СТАСЕВИЧ,  
С.Н. ЛЕВИТАН**

### **ЖАРСТОЙКОСТЬ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ**

В ряде случаев одним из требований, необходимых для успешного применения борированных изделий в промышленности, является сочетание высокой износостойкости и коррозионной устойчивости в области высоких температур. Имеющиеся данные по жаростойкости однофазных и двухфазных боридных покрытий, полученных при насыщении из порошковых сред, весьма противоречивы. В данной работе представлены результаты изучения жаростойкости образцов из железоуглеродистых сплавов с одно- и двухфазными боридными слоями, а также с боридными покрытиями, легированными от 2 до 9 % (по массе) хромом.

Использование различных по составу порошковых насыщающих сред, а также проведение процесса насыщения при температурах от 850 до 1000 °С позволило варьировать толщину покрытий, их сплошность, фазовый состав и соотношение фаз в слое, а также степень легированности боридов. Исследование жаростойкости полученных покрытий позволило установить основные факторы, влияющие на коррозионную устойчивость борированных углеродистых сталей и чугуна при температурах до 800 °С.

Определение жаростойкости проводилось гравиметрическим методом. Масса образцов, нагреваемых и охлаждаемых с печью, замерялась после каждой 5-часовой высокотемпературной выдержки при 700 и 800 °С. Общая продолжительность испытаний составила 50 ч высокотемпературной выдержки.

Данные гравиметрических измерений показали, что в случае исследования боридных покрытий, не легированных хромом, содержание углерода в стали не оказывает значительного влияния на их жаростойкость. Основным фактором, определяющим стойкость покрытий при одинаковых условиях испытаний, является их фазовый состав. Так, однофазные покрытия показали в 3 раза лучшую коррозионную устойчивость к высокотемпературному окисле-

нию, чем двухфазные. Причем выводы справедливы как для температур 700, так и 800 °С. В свою очередь увеличение температуры испытаний с 700 до 800 °С также вдвое ухудшает защитные свойства как однофазных, так и двухфазных покрытий.

Увеличение температуры процесса насыщения оказывает положительное влияние на жаростойкость однофазных покрытий, испытываемых при  $t = 700$  °С и  $\tau > 40$  ч. Во всех остальных случаях температура диффузионной обработки не влияет на процессы окисления, не вызывая ни ускорения, ни замедления коррозии борированных углеродистых сталей. Лучшие значения жаростойкости следующие: 3...4 г/м<sup>2</sup> после 5 ч испытаний и 9...12 г/м<sup>2</sup> после 50 ч испытаний при температуре 700 °С; 7...9 г/м<sup>2</sup> после 5 ч испытаний и 30...40 г/м<sup>2</sup> после 50 ч испытаний при 800 °С.

Несколько другая картина наблюдается при испытаниях образцов из борированного чугуна. Лучшие результаты показывает покрытие, полученное при более низких (850 и 900 °С) температурах насыщения. В данном случае фазовый состав покрытия не оказывает влияния на его жаростойкость, и во всех проведенных испытаниях стойкость боридных покрытий на чугуне находится в пределах стойкости двухфазных покрытий на углеродистых сталях. Повышение температуры испытаний до 800 °С приводит к однозначному выбору двухфазного борирования для защиты чугуна от высокотемпературного окисления, так как при использовании однофазного покрытия уже через 20 ч испытаний нарушается адгезионная связь окалина с образцом и начинается его интенсивное разрушение.

Легирование борированных покрытий на чугуне хромом приводит к увеличению их жаростойкости в 2...3 раза при 700 °С по сравнению с одно- и двухфазными боридными покрытиями. Лучшие данные получены в случае максимального легирования боридов хромом. Чем выше температура диффузионного насыщения, тем ниже скорость окисления покрытия. С увеличением температуры испытаний до 800 °С резко усиливается процесс окисления. Поэтому для защиты чугуна от высокотемпературного окисления при выдержках более 10 ч легированные хромом покрытия не могут быть рекомендованы.

Возможность легирования боридных покрытий на образцах из сталей небольшими добавками хрома резко меняет картину окисления и соответственно значение различных факторов (температуры насыщения, фазового состава покрытия и т. д.) на характер процессов окисления. В данном случае содержание углерода в стали также не оказывает влияния на коррозионную стойкость покрытий. Однако выявляется явная зависимость интенсивности протекания процессов окисления от изменения температуры проведения процесса диффузионного борирования. С увеличением температуры насыщения независимо от используемых составов насыщающих сред резко уменьшается прирост массы образцов и при 1000 °С не превышает 1...2 г/м<sup>2</sup> за 10 циклов испытаний при 1000 °С. С увеличением температуры испытаний до 800 °С хорошие результаты получены только при кратковременных высокотемпературных выдержках (5...15 ч), дальнейшее увеличение продолжительности испытаний вызывает интенсивное разрушение покрытия. Оно протекает более интенсивно для покрытий на образцах из высокоуглеродистых сталей, однако и в данном случае увеличение температуры диффузионной обработки и степени легированности боридов хромом положительно сказывается на результатах испытаний.

Таким образом, варьирование параметров борирования позволяет получить боридные покрытия заданного фазового и химического составов, которые можно рекомендовать в качестве защитных для изделий, эксплуатирующихся в условиях газовой коррозии при температурах до 800 °С.

УДК 621.785.5

В.В. СУРКОВ, С.Е. ВАЩЕВ

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ ОДНОФАЗНЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Текстуры появляются в поликристаллах при различных технологических процессах, направленно воздействующих на материал. Например, направленный отвод теплоты при кристаллизации, направленное движение тока при гальваническом осаждении, направленное механическое усилие при пластической деформации и т. д. Ранее проведенными исследованиями установлено, что практически при всех ХТО образующиеся диффузионные слои также аксиально текстурированы, т. е. некоторая часть кристаллов слоя ориентирована в направлении определенной кристаллографической оси (*UVW*) перпендикулярно к насыщаемой поверхности [1].

В проблемной лаборатории упрочнения стальных изделий Белорусского политехнического института разработана технология борирования покрытий в порошковых средах, позволяющая варьировать их фазовый состав в зависимости от предъявляемых к обрабатываемому изделию требований. При обработке в разработанных средах однофазные боридные покрытия формируются на образцах из углеродистых и низколегированных сталей в широком диапазоне температурно-временных параметров насыщения (750...1100 °С, 2...24 ч).

При изучении текстуры однофазных боридных слоев на образцах из стали У8 использовали четыре метода определения полюсной плотности борида  $Fe_2B$ : метод Харриса (точный), метод Харриса (приближенный), метод Мориса и метод Вильсона. Полученные результаты хорошо согласуются между собой. Следует отметить, что метод Вильсона давал заниженные значения. Для всех исследованных режимов насыщения образцов из углеродистых сталей (800...1000 °С, 2...8 ч) угол рассеяния оси текстуры  $\gamma$  остается практически постоянным, изменяясь в пределах 22...28°. У доли ориентированных кристаллов  $C_{001}$  обнаруживаются в основном те же зависимости от условия насыщения, что и у полюсной плотности  $P_{001}$ : с увеличением температуры и продолжительности обработки совершенство текстуры уменьшается ( $C_{001}$  от 40 до 5%;  $P_{001}$ , определенная по методу Мориса, от 8,7 до 1,2 при максимальном значении 8,8).

Установлено, что на количественную оценку текстуры в зависимости от продолжительности процесса насыщения (при  $T = const$ ) оказывают влияние как соотношение скорости "направленного" роста слоя, приводящего к образованию текстуры, с общей скоростью роста слоя при данной температуре насыщения, так и толщина исследуемого при рентгеноструктурном анализе слоя

боридного покрытия, определяемая проникающей способностью рентгеновских лучей. Что же касается зависимости  $P_{001} = f(T)$ , данные полностью подтвердили полученные ранее зависимости: с увеличением температуры насыщения, общей диффузионной подвижности атомов, мощности диффузионного источника превалирующая роль диффузионных "каналов" уменьшается, появляются другие пути объемной диффузии, что и приводит к уменьшению совершенства текстуры с ростом температуры насыщения [2, 3].

Установлена корреляционная связь между полюсной плотностью и толщиной однофазного боридного слоя, полученного насыщением в алюмотермической смеси.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Воронин Л.Г., Ляхович Л.С. Борирование стали. — М.: Металлургия, 1978. — 240 с. 2. Туров Ю.В. Исследование особенностей формирования и свойств боридных покрытий на сталях: Автореф. дис. канд. техн. наук. — Минск, 1974. — 29 с. 3. Исследование текстуры боридных слоев на железе / Л.С. Ляхович, Ф.С. Долманов, В.В. Сурков и др. // Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — Минск: БПИ, 1971. — С. 74–77.

УДК 621.785.539

В.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, Б.С. КУХАРЕВ

### ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРОЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ СРЕД ДЛЯ ДИФФУЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ

Среди сред для диффузионного хромирования широкое распространение получили алюмотермические среды на основе оксида хрома. Они не уступают по своей насыщающей способности смесям на основе хрома и феррохрома и превосходят их по технико-экономическим показателям. Характерной особенностью порошковой алюмотермической среды является изменение ее первоначального фазового состава и строения в процессе восстановления.

Целью настоящей работы явилось определение фазового состава и строения порошковой среды для хромирования, составленной из оксида хрома, алюминия, оксида алюминия и активатора, после алюмотермического восстановления.

Исследованные смеси после восстановления подвергали размолу, а затем гранулометрическому анализу с использованием метода отмучивания и ситового разделения на фракции. Установлено, что алюмотермические смеси имеют широкий гранулометрический состав — от 0,5 мм до 0,01 мм и менее (максимальный размер сита — 0,63) — и обладают одинаковым характером распределения смеси по фракциям. При этом были проанализированы четыре смеси с активаторами:  $\text{NH}_4\text{Cl}$ ,  $\text{KBF}_4$ ,  $\text{AlF}_3$  и  $\text{NH}_4\text{Cl} + \text{MgO}$  и смеси с разным соотношением основных компонентов — оксида хрома и алюминия: 60 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + 40$  %  $\text{Al}$ , 70 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + 30$  %  $\text{Al}$ , 75 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + 25$  %  $\text{Al}$ , 80 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + 20$  %  $\text{Al}$ , 85 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + 15$  %  $\text{Al}$ . Две смеси — с  $\text{KBF}_4$  и с соотношением 85 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3 +$

+ 15 % Al – отличаются повышенным содержанием самой мелкой фракции (менее 0,01 мм) соответственно на 8...15 % и 18...26 % по сравнению с другими смесями.

С помощью микроструктурного анализа установлено, что смесь состоит из блестящих, розовых и серых зерен округлой формы и зерен разной формы, представляющих конгломерат вышеперечисленных зерен. Конгломерат зерен в основном входит в крупные фракции (0,5...0,16 мм).

Хромирующая смесь состоит из двух фазовых составляющих – хрома и оксида алюминия. Это подтверждено результатами рентгеноструктурного анализа всей смеси, каждой фракции и отдельных зерен. Блестящие зерна – это металлический хром, серые – смесь хрома и оксида алюминия, розовые – оксид алюминия, в котором растворено до 7 % оксида хрома. Известно, что система  $Al_2O_3-Cr_2O_3$  обладает неограниченной растворимостью твердых растворов. Образование окрашенного оксида алюминия  $(Al, Cr)_2O_3$ , в котором растворен оксид хрома, объясняет розовый цвет у хромирующей смеси после восстановления. Особенно это проявляется при использовании в качестве активатора  $KBF_4$ . Установлено, что количество зерен  $(Al, Cr)_2O_3$  в этой смеси больше, чем в других смесях. Оно увеличивается при изменении соотношения между оксидом хрома и алюминием в сторону повышения содержания оксида хрома.

Наличие в смеси только двух фазовых составляющих – хрома и оксида алюминия – позволило с помощью рентгеноструктурного анализа определить содержание хрома в смеси, в каждой фракции и в отдельных зернах. Выход хрома в результате восстановления смеси составляет 70 % от теоретического. С уменьшением размера фракции содержание хрома понижается. Фракции менее 0,16 мм содержат хрома меньше, чем во всей смеси.

УДК 621.785.5

Е.О. СКАЧКОВА, В.В. СУРКОВ, Н.Г. КУХАРЕВА

## ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА СМЕСИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Одним из недостатков метода диффузионного цинкования алюминиевых сплавов из порошковых сред является расслоение смеси из-за разности плотности составляющих ее компонентов, что приводит к нестабильности получаемых результатов. Введение в процесс ХТО дополнительной операции – предварительного гомогенизирующего отжига цинкосодержащих смесей – устраняет этот недостаток.

Поэтому целью данной работы явилось определение оптимальных температурно-временных параметров гомогенизирующего отжига и его влияние на процесс диффузионного цинкования Al-сплавов.

Химико-термической обработке подвергались образцы из сплавов АД31, АМг3 и Д16. В качестве насыщающих сред использовались порошковые смеси

на базе Al-Zn [1],  $t_{\text{ХТО}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ХТО}} = 4 \text{ ч}$ . Диффузионное цинкование осуществлялось как из смесей без предварительного отжига, так и в смесях, прошедших гомогенизирующий отжиг в течение 6 ч при температурах 550, 650, 750  $^\circ\text{C}$ . Фазовый состав насыщающих сред и покрытий на обработанных образцах изучался рентгеноструктурным методом (установка ДРОН-05, медное немонахроматическое излучение). Проводилось прецизионное определение параметра кристаллической решетки алюминия отожженных порошковых сред и диффузионно обработанных образцов (установка ДРОН-3, Со-излучение).

Расшифровка и качественный анализ рентгенограмм сплавов показали, что с увеличением температуры предварительного отжига от 550 до 750  $^\circ\text{C}$  изменяется интенсивность и брэгговский угол интерференционных линий алюминия на рентгенограммах при прочих равных условиях. Это свидетельствует о том, что проведение предварительного отжига изменяет кинетику и характер процесса насыщения.

Для объяснения наблюдаемых явлений было проведено рентгеноструктурное исследование самих смесей, подвергнутых предварительному отжигу при различных температурах. В результате фазового анализа насыщающих сред установлено:

1. В процессе отжига в порошковых смесях протекают твердофазные реакции, о чем свидетельствует изменение интенсивности и брэгговского угла интерференционных линий Al и Zn на рентгенограммах.

2. Температуру гомогенизирующего отжига следует выбирать в интервале 550...650  $^\circ\text{C}$ , так как ее увеличение до 750  $^\circ\text{C}$  приводит к уменьшению доли цинка за счет его частичной возгонки и оплавления в виде корольков смеси, которые в дальнейшем отсеиваются. Это приводит к резкому снижению интенсивности линий цинка.

Порошковые среды отжигались в течение 2, 4, 6, 8 ч при  $t = 600 \text{ }^\circ\text{C}$ . Гомогенность отожженных смесей оценивалась визуально и с помощью фазового анализа. Предварительные исследования показали, что продолжительность отжига должна составлять 4...6 ч, так как при дальнейшем ее увеличении значительно улучшается однородность смеси и изменяется общая картина перераспределения интерференционных линий Al и Zn.

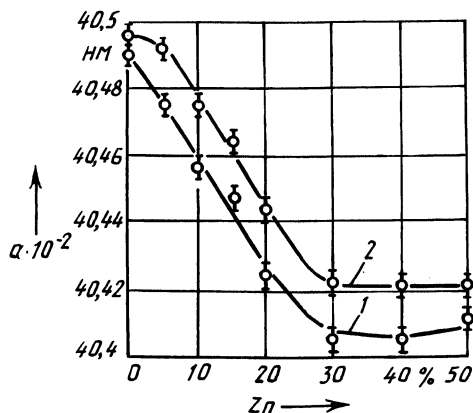


Рис. 1. Влияние массовой доли цинка в насыщающей среде на изменение в процессе ХТО периода кристаллической решетки алюминия смеси (1) и сплава АД31 (2)

Для подтверждения полученных результатов фазового анализа было проведено прецизионное измерение периода кристаллической решетки алюминия отожженных порошковых сред и обработанных образцов с использованием интерференционной 331 линии ( $\theta = 74,5^\circ$ ). Ее профиль строился методом шагового сканирования (интервал сканирования  $0,01^\circ$  в  $2\theta$ ) с набором импульсов при постоянном времени (100 с). Определение межплоскостного расстояния  $d_{331}$  и периода решетки алюминия проводилось по брэгговскому углу, соответствующему максимуму дифракционной линии. Погрешность измерения не превышала  $5 \cdot 10^{-5}$  нм [2].

Полученные результаты (рис. 1) свидетельствуют о том, что проведение предварительного отжига насыщающих сред обеспечивает получение гомогенной порошковой смеси, состоящей из части твердого раствора Al-Zn, при диффузионном насыщении из которой на алюминиевых сплавах формируются покрытия, по составу идентичные составу смеси.

Следовательно, изменяя массовую долю цинка в насыщающей смеси, можно получать требуемую его концентрацию в твердом растворе диффузионного слоя.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. 560001 СССР. Состав для диффузионного цинкования алюминия и его сплавов /Л.С. Ляхович и др. – Оpubл. в Б. И., 1977, № 20. 2. Хейкер Д.М., Зевин Л.С. Рентгеновская дифрактометрия. – М.: Физматгиз, 1963. – 280 с.

УДК 621.785

Н.И. ИВАНИЦКИЙ, Е.Ф. КЕРЖЕНЦЕВА,  
Л.П. БОКОВА, В.В. КАЗАК

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНУЛИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОТЕРМИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ДИФФУЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ СПЛАВОВ

В настоящей работе приводятся результаты исследования возможности гранулирования металлотермических порошковых смесей, предназначенных для химико-термической обработки металлов и сплавов, и их насыщающей способности.

Гранулы приготавливали двумя способами:

1. Образованный в процессе алюмотермического восстановления конгломерат измельчали и просеивали через сито с размером ячейки 0,1...5 мм для дальнейших исследований насыщающей способности гранулята в зависимости от его гранулометрического состава.

2. В насыщающую смесь после алюмотермического восстановления добавляли 20...30 % (по массе) связующего вещества – пластификатора, перемешивали и протирали через сито с размером ячейки 1 мм, затем просушивали на воздухе в течение 0,5...1 ч. Полученные гранулы исследовали для диффузионного насыщения.

Диффузионное насыщение проводили по установленной схеме: образцы из стали 45 обезжировали и укладывали в контейнер из жароупорной стали с гра-



нузированной насыщающей смесью. Для герметизации применяли плавкий за-  
твор, используя в качестве легкоплавкого вещества борный ангидрид. Упако-  
ванный контейнер загружали в шахтную электропечь с силитовыми нагрева-  
телями.

Металлографический анализ (определение толщины диффузионных слоев  
и их твердости) осуществляли с помощью металлографического микроскопа  
МИМ-7 и микротвердомера ПМТ-3. Пористость конгломерата насыщающих  
смесей после алюмотермического восстановления определяли гидростатиче-  
ским методом. Все проведенные исследования оценивались после их трех-  
кратного повторения.

Как уже отмечалось, процесс восстановления алюмотермических смесей  
сопровождается образованием конгломерата, который трудно измельчать. Кро-  
ме того, крупные гранулы (1...5 мм), полученные измельчением конгломера-  
та, обладают низкой насыщающей способностью. Для устранения этих недо-  
статков в насыщающую смесь добавляли органические вещества – порообра-  
зователи, используемые в шликерном литье и в порошковой металлургии для  
изготовления фильтров.

Исследование влияния пористости на насыщающую способность гранули-  
рованных смесей показало, что с увеличением пористости насыщающая спо-  
собность повышается в 2...3 раза. Пористость конгломерата позволяет исполь-  
зовать крупные (до 5 мм) гранулы в качестве насыщающих сред: их насыща-  
ющая способность по сравнению с "беспористыми" увеличивается в 10 раз.

Таким образом, исследование влияния гранулометрического состава насы-  
щающих смесей на толщину диффузионных слоев при разной пористости гра-  
нул показало:

- 1) с увеличением размера гранул (0,1...5 мм) насыщающая способность  
металлотермических смесей значительно снижается (без использования поро-  
образователей);
- 2) при введении порообразователей изменение размера гранул в указан-  
ных пределах не приводит к значительному изменению их насыщающей спо-  
собности;
- 3) пористость увеличивает насыщающую способность исследованных сме-  
сей, особенно при использовании более крупных фракций гранулированных  
металлотермических смесей.

Рентгеноструктурный анализ диффузионных слоев показал, что вводимые  
добавки порообразователей являются нейтральными, не вступают во взаимо-  
действие с компонентами насыщающих смесей и поэтому не влияют на струк-  
туру диффузионных слоев.

В данной работе была опробована технология гранулирования порошков с  
использованием пластификаторов – гидролизованного этилсиликата, парафи-  
на, глицерина, карбомидоформальдегидной смолы.

Применение гидролизованного этилсиликата и глицерина приводит к обра-  
зованию хрупких гранул, что нарушает стабильность гранулометрического со-  
става гранулята. Однако толщина диффузионных слоев несколько увеличива-  
ется по сравнению с насыщением из порошковых смесей, т. е. эти пластифика-  
торы оказывают каталитическое действие на процесс диффузионного насы-  
щения.

С использованием карбомидоформальдегидной смолы обеспечивается по-

лучение прочных гранул с низкой насыщающей способностью, что, вероятно, связано с низкой газопроницаемостью пластификатора.

Наилучшие результаты получены при использовании парафина: пластичные гранулы – достаточной прочности с высокой насыщающей способностью.

УДК 620.178.7:669.14

Г.М. ЖДАНОВИЧ, А.А. ХМЕЛЕВ

### О ВЗАИМОСВЯЗИ ПЛАСТИЧНОСТИ И УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В данной работе предложен метод теоретической оценки ударной вязкости стали в зависимости от ее пластичности и температуры испытания.

Известны диаграммы хрупковязкого состояния малоуглеродистых сталей при ударном изгибе [1]. На рис. 1 такие диаграммы приведены для стали 20 и стали 10Г2С1. Диаграммы построены в координатных осях пластичность–ударная вязкость. Пластичность определялась по формуле

$$\delta = \delta_s - \epsilon_{пр} \quad (1)$$

где  $\delta_s$  – относительное удлинение стали в состоянии поставки;  $\epsilon_{пр}$  – предварительная пластическая деформация.

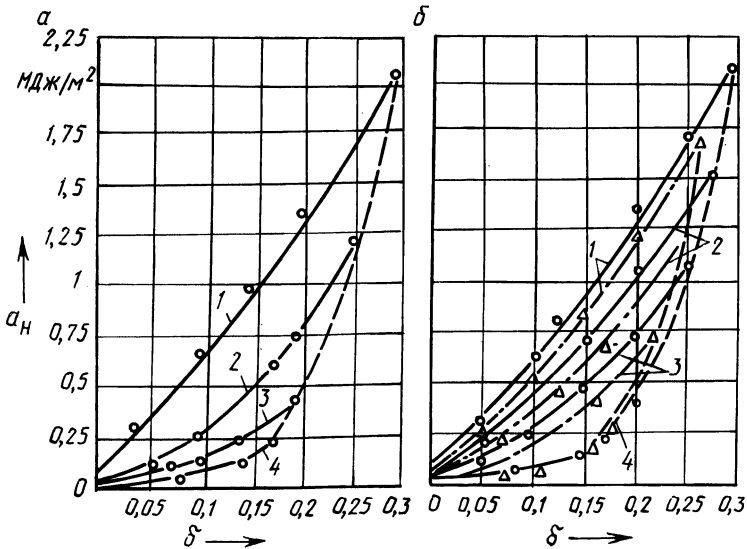


Рис. 1. Диаграммы хрупковязкого состояния сталей:

*a* – сталь 20; *б* – сталь 10Г2С1; 1...4 – температура испытания соответственно +20 °С, –20, –40, –60°С; — — — — КСУ, — — — — — КСВ, ····· — — — — — снижение ударной вязкости и пластичности стали в состоянии поставки при снижении температуры

Заготовки для образцов предварительно подвергали растяжению при температуре +20 °С до получения относительной деформации 5, 10 и 15 % и до начала образования шейки. Испытания на ударный изгиб проводились при температурах от +20 °С до -60 °С. Снижение ударной вязкости и пластичности стали в состоянии поставки только при снижении температуры характеризуется штриховой кривой (рис. 1, б). Аналогичная зависимость для предварительно деформированных сталей при температурах испытания +20 °С, -20, -40 и -60 °С характеризуется кривыми 1...4. Приведенные диаграммы идентичны, с той лишь разницей, что диаграммы для сталей с меньшей ударной вязкостью в состоянии поставки занимают только часть площади аналогичных диаграмм сталей с большей ударной вязкостью. Эта закономерность сохраняется и для случаев изменения ударной вязкости, вызванного изменением формы надреза концентратора. Последняя зависимость приведена на рис. 1, б, где показано уменьшение ударной вязкости стали 10Г2С1 при замене концентратора U-образного вида на V-образный путем совмещения двух диаграмм для образцов типа I и II (ГОСТ 9454-78).

Так как пластическая составляющая общей работы разрушения пропорциональна объему пластически деформированного образца [1], работа разрушения

$$A = V_0 \frac{\sigma^2}{2E} + a_v V_{пл} , \quad (2)$$

где  $V_0$ ,  $V_{пл}$  — объем образца на участке между опорами копра и его пластически деформированной части после испытания, м<sup>3</sup>;  $\sigma$  — предел упругости стали, приближающийся к пределу ее прочности по мере деформирования образца до начала образования шейки, МПа;  $E$  — модуль Юнга;  $a_v$  — удельная работа пластического деформирования, МДж/м<sup>3</sup>.

Табл. 1. Механические свойства исследованных сталей

Марка стали, толщина листа или диаметр прутка	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Относительное удлинение $\delta_5$	Удельная работа пластического деформирования $a_v$ , МДж/м <sup>3</sup>	Показатель степени $n$ в уравнении (3)
10Г2С1, $\delta = 12$	524	331	0,30	259,5	1,24
Спиль 20, $\delta = 56$	441	223	0,26	231,5	1,27
10Г2С1, $\delta = 14$	519	389	0,29	193,7	1,24
10Г2С1, $\delta = 12$	507	351	0,27	148,5	1,19
10Г3сп5, $\delta = 16$	425	284	0,29	140,6	1,16
09Г2, $\delta = 16$	573	384	0,26	116,0	1,20
10Г3сп5, $\delta = 12$	458	270	0,31	126,1	1,20
10Г3сп5, $\delta = 14$	431	264	0,30	119,7	1,20
10Г3сп5, $\delta = 14$	433	246	0,25	119,2	1,25
10Г3сп5, $\delta = 12$	431	365	0,25	95,3	1,23
10Г3сп6, $\delta = 14$	424	251	0,29	95,4	1,28
10Г3сп5, $\delta = 6$	410	270	0,26	188,0	1,35
09Г2, $\delta = 6$	511	337	0,30	215,0	1,53

Первое слагаемое в уравнении (2) представляет упругую составляющую общей работы разрушения.

Значение  $V_{\text{пл}}$  на всех образцах определяли методом делительных сеток с ценой деления 0,5 мм. Было испытано 13 образцов из малоуглеродистых и низколегированных сталей различных плавок толщиной от 8 до 20 мм, для всех определены значения  $v = V_{\text{пл}}/V_0$  и  $a_v$  и построены диаграммы, аналогичные приведенным на рис. 1. Подтверждается [1], что  $a_v$  является величиной постоянной для каждой конкретной плавки во всем диапазоне температур исследования и пластичности. Относительное значение пластически деформированного объема может быть определено по текущему значению пластичности  $\delta$ :

$$v = \delta^n, \quad (3)$$

где  $v = V_{\text{пл}}/V_0$ .

Механические свойства исследованных сталей приведены в табл. 1.

Из уравнения (2) с учетом (3) получаем значение пластической составляющей общей работы разрушения:

$$A_{\text{пл}} = V_0 a_v \delta^n,$$

откуда

$$n = \frac{\lg \frac{A_{\text{пл}}}{V_0} - \lg a_v}{\lg \delta}.$$

При температуре +20 °С значение  $n$  для стали каждой плавки постоянно (табл. 1). При ее снижении

$$n_t = n + C \Delta t,$$

где  $C$  — коэффициент, для исследованных сталей  $C = 0,008$ ;  $\Delta t$  — снижение температуры (ниже +20 °С).

В итоге работа ударного разрушения образца при заданной температуре

$$A = V_0 \left( \frac{\sigma^2}{2E} + a_v \delta^{n+C \Delta t} \right).$$

Экспериментальная проверка достоверности полученных формул выполнена по результатам испытаний на ударную вязкость 55 образцов из малоуглеродистых и низколегированных сталей различных плавок. Среднее относительное отклонение значений работы разрушения, определенных теоретически, от экспериментальных составило 5,4 %.

Поскольку  $a_v$  является константой для каждой стали конкретной плавки и не зависит от формы надреза образца, следует нормировать этот показатель. а не ударную вязкость. Это позволит расчетным путем оценивать переход сталей в хрупкое состояние. Отпадет необходимость экспериментального определения ударной вязкости после деформационного старения стали.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Жданович Г.М., Хмелев А.А. О диаграмме хрупковязкого состояния малоуглеродистых сталей при ударном изгибе // Проблемы прочности. — 1981. — № 1. — С.85 89

## МОДИФИЦИРУЮЩЕЕ ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК СУРЬМЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИЛУМИНОВ

Модифицирование литейных алюминий-кремниевых сплавов – важнейший резерв повышения их механических свойств. В производственной практике для получения качественного литья силуминов широко применяется обработка расплава натрием или его соединениями, которые обеспечивают благоприятную структуру отливок – тонкодифференцированную алюминий-кремниевую эвтектику. Однако продолжительность модифицирующего действия натрия небольшая (не более 30...40 мин), что создает определенные трудности в крупносерийном и массовом производстве литья. В настоящее время предпринимаются попытки замены традиционного натрия модификаторами длительного действия. Перспективными в этом отношении считаются щелочно-земельные металлы, особенно стронций, модифицирующий эффект которого сохраняется длительное время, а также после многократных переливов и переплавов. Подобно натрию, стронций обеспечивает измельчение алюминий-кремниевой эвтектики и удовлетворительные механические свойства силуминов. Но в то же время обработка расплава стронцием приводит к повышенной микропористости отливок, особенно при литье в песчаные формы, что ограничивает использование стронция в качестве модификатора для производства литья ответственного назначения.

По имеющимся литературным данным, положительное модифицирующее влияние на структуру силуминов оказывает сурьма. В данной работе изучена возможность и целесообразность использования добавок сурьмы в качестве модификатора длительного действия на структуру и механические свойства силуминов. Для исследования был выбран промышленный вторичный алюминиевый сплав АК5М7 (ГОСТ 2685–75). Плавку вели в электропечи сопротивления с использованием графитовых тиглей без применения защитных атмосфер. Сурьму вводили в расплав при 730...750 °С в виде лигатуры Al – 10 % Sb. Содержание сурьмы в сплаве изменяли в пределах 0,03...0,5 % (по массе). После выдержки расплава от 15 мин до 6 ч при температуре (720 ± 10) °С производили его разливку в песчаные и металлические формы (кокили) разного размера. Из отлитых заготовок вырезали образцы для определения их кратковременной и длительной (30 мин) горячей твердости, механических свойств ( $\sigma_B$ ,  $\delta$ , %), при комнатной и повышенных температурах.

Как показали данные макро- и микроструктурного анализа, под действием добавок сурьмы частицы эвтектического кремния существенно измельчаются, хотя по форме остаются пластинчатыми. При увеличении скорости кристаллизации длина пластинок уменьшается, форма приближается к глобулярной, но зависимость их размеров от условий охлаждения невелика. Следует отметить, что склонность к измельчению частиц кремния в Al + Si – эвтектике при увеличении скорости кристаллизации в присутствии добавок сурьмы значительно меньше, чем при модифицировании аналогичных сплавов стронцием.

Табл. 1. Механические и жаропрочные свойства отливок из сплава АК5М7, обработанного модификаторами длительного действия

Исследованный сплав	Температура испытания						
	20 °С			250 °С		300 °С	
	$\sigma_B$ , МПа	НВ, МПа	$\delta$ , %	НВ, МПа	$\tau$ , ч	НВ, МПа	$\tau$ , ч
Немодифицированный	160/130	980/980	0,5/0	300/300	100/90	240/240	80/80
С 0,06 % стронция	180/135	1010/1000	0,6/0,5	375/270	120/85	255/250	95/90
С 0,03 % сурьмы	180/145	1010/1000	0,7/0,5	375/370	120/100	255/250	95/90
С 0,1 % сурьмы	185/160	1020/1020	0,8/0,6	380/375	145/135	270/265	110/105
С 0,3 % сурьмы	182/155	1010/1020	0,7/0,5	375/370	140/130	260/255	105/100

Примечание. В числителе указаны значения для образцов, отлитых в кокиль, в знаменателе – в песчаную форму.

Табл. 2. Механические свойства сплава АК5М7, модифицированного добавками сурьмы и стронция после термообработки по режиму Т6

Исследованные сплавы	$\sigma_B$ , МПа	Твердость НВ	$\delta$ , %
Немодифицированный	280	1150	0,8
С 0,06 % стронция	290	1150	1,2
С 0,3 % сурьмы	295	1150	1,0

Результаты сравнительных испытаний механических и жаропрочных свойств сплавов в литом и термообработанном состояниях приведены в табл.1 и 2.

Как видно, изменения в структуре Al+Si = эвтектики при обработке сурьмой обеспечивают удовлетворительные механические свойства сплавов в литом состоянии. Прочность сплавов с добавкой сурьмы 0,03...0,3 % несколько превосходит прочность образцов, модифицированных стронцием и отлитых в кокиль и особенно в песчаные формы. Так же существенно повышаются и характеристики жаропрочности. Пластичность сплавов в литом состоянии практически не изменяется. После термообработки по режиму Т6 (закалка в воду с  $(515 \pm 5)$  °С, старение при 200 °С в течение 6 ч) выделения кремния значительно глобулизируются и пластичность сплава возрастает (см. табл. 2).

Оценивая с помощью микроанализа пористость отливок, полученных из сплавов, обработанных сурьмой, в разных условиях, можно отметить, что во всех случаях плотность их выше, чем при введении натрия или стронция. Даже при самых малых скоростях охлаждения в интервале кристаллизации (отливка в песчаные формы) микроструктура сплавов с оптимальными добавками сурьмы остается такой же плотной, как и у немодифицированных образцов (микропористость не выше 1 балла).

Модифицирующий эффект сурьмы сохранялся в расплаве длительное время (до 7 ч). К достоинствам обработки силуминов сурьмой следует отнести также технологичность ввода модификатора, удобство дегазации расплава, бо-

лее высокую жидкотекучесть и небольшое шлакообразование. При этом обеспечивается повышение прочностных характеристик на 15...23 % и жаропрочности на 40...50 %.

Все это позволяет рекомендовать добавки сурьмы (до 0,3 %) в качестве модификатора длительного действия в силуминах.

УДК 621.785:536.46

С.А. АСТАПЧИК, В.С. ГОЛУБЕВ, И.С. ЧЕБОТЬКО

## УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА

В настоящей работе рассматривается способ изменения свойств поверхностных слоев образцов из металлических материалов при применении метода лазерного поверхностного синтеза (ЛПС).

В настоящее время имеется ряд работ по исследованию термохимического действия лазерного излучения [1]. На поверхности образцов из металлов были синтезированы соединения материала подложки с неметаллами: кислородом, азотом, бором, углеродом и др. При этом в качестве реагента использовались газ под большим давлением [2], прозрачная жидкость [3] или порошковый материал в виде обмазки.

В последнее время также интенсивно развивалась теория и практика самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-процесса), при использовании которого удалось получить широкий класс различных химических соединений. Весьма перспективно использование лазерного нагрева для инициирования или поддержания реакций типа СВС. Лазерное облучение является уникальным средством управления химическими реакциями.

К СВС-процессу относятся некоторые реакции горения, которые после этапа инициирования начинают самоподдерживаться или самоускоряться за счет выделения теплоты. Для реакций СВС характерна сильная зависимость скорости тепловыделения от температуры, т. е. они должны обладать большой энергией активации при значительном тепловом эффекте. Специфические особенности таких реакций описываются следующими условиями [4]:

$$\frac{RT}{E_a} \ll 1, \quad \frac{C(RT^2/E_a)}{Q} \ll 1,$$

где  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – масштабная температура;  $E_a$  – энергия активации реакции;  $C$  – удельная теплоемкость;  $Q$  – тепловой эффект реакции.

СВС-процессу соответствует специфическое соотношение между мощностью тепловыделения и тепловыми потерями в реакции. Так, если тепловые потери велики, что характерно для опытов, где обеспечен отвод теплоты, нестехиометрических смесей, реакций с небольшим тепловым эффектом ( $Q \ll \ll CRT^2/E_a$ ), самораспространяющийся синтез реализовать не удастся. Если же реакция протекает в поле внешнего теплового источника, интенсивностью

которого можно управлять, то процесс синтеза осуществляется практически всегда.

Сравним схемы реализации СВС-процесса и ЛПС. Для СВС-процессов обычно применяются образцы, спрессованные из смеси порошков. Иницирование реакции ведется с поверхности образца с мощностью  $40...500 \text{ Вт/см}^2$  в течение  $0,05...5 \text{ с}$ , после чего по образцу распространяется волна синтеза со скоростью  $0,5...15 \text{ см/с}$ . Температура на фронте волны при этом составляет  $1500...4000 \text{ }^\circ\text{C}$  [4]. При ЛПС на поверхность металла наносится тонкий слой ( $50...200 \text{ мкм}$ ) смеси порошков. Реакция синтеза инициируется лазерным излучением, изменяя параметры которого можно управлять скоростью волны синтеза и температурой на ее фронте. Кроме того, при ЛПС зона синтеза может быть локализована до размеров  $\sim (5...10) 10^{-2} \text{ см}^2$ , а геометрия области, в которой произошел синтез, может быть практически любой. В общем случае реагенты как при СВС-процессе, так и при ЛПС могут использоваться не только в виде порошков, но и в виде газообразных или жидких сред.

Была проведена экспериментальная проверка возможностей ЛПС. На первом этапе изучался процесс образования интерметаллидов, в частности при инициировании лазерным излучением реакций в системах  $\text{Al-Ni}$ ,  $\text{Al-Cu}$ , процесс синтеза боридных фаз на поверхности титана и циркония и др. Исследование поверхностных слоев подтвердило возможность значительного изменения их свойств. Были установлены факторы, определяющие структуру и свойства полученных слоев, существенно влияющие на ход процесса: атмосфера, в которой осуществляется обработка, толщина покрытия и способ нанесения порошка, дисперсность частиц и состав смеси, режим лазерной обработки, геометрия фокусировки лазерного излучения и др.

В дальнейшем на образцах из сплавов на основе  $\text{Ti}$ ,  $\text{Zr}$ ,  $\text{Al}$ ,  $\text{Fe}$  были получены слои с регламентированной микротвердостью до  $12 \text{ ГПа}$  и толщиной от  $50$  до  $300...500 \text{ мкм}$ , а в некоторых случаях до  $1...1,5 \text{ мм}$ . Использование смесей с добавлением материала основы, например титана, позволяло в широких пределах изменять твердость, получать более однородные слои, снижать их хрупкость. Последующая лазерная обработка в среде инертного газа также способствовала повышению качества поверхностных слоев.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Бункин Н.А., Кириченко Б.С., Лукьянчук Б.С. Термохимическое действие лазерного излучения // УФН. – 1982. – Т. 138. – Вып. 1. – С. 34 – 110. 2. Углов А.А., Горбач А.Ф. и др. Лазерно-плазменный синтез карбидных соединений тугоплавких металлов в углеродосодержащих средах // ФХОМ. – 1986. – № 2. – С. 3–8. 3. Астапчик С.А., Хатько Т.Н. Лазерный синтез нитридных фаз на поверхности титана и его сплавов // Вестн АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. – 1986. – № 3. – С. 30–33. 4. Мержанов А.Г. СВС-процесс: теория и практика горения. – Черноголовка: ОИХФ АН СССР. – 1980. – 31 с.



## ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.74

В.А. БАХМАТ, А.М. МИХАЛЬЦОВ,  
В.А. АЛЕШКО, С.М. НЕКРАСОВА

### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВТОРИЧНЫХ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЛИТЬЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

В работе исследована возможность частичной замены первичного сплава СИЛ2 вторичными сплавами АК7 и АК9 при литье под давлением. Плавка осуществлялась в печи сопротивления с графитовым тиглем емкостью 30 кг. Образцы для оценки механических свойств исследуемых сплавов изготавливались на машине мод. 71107 в пресс-форме, обеспечивающей возможность изменения толщины питателя (от 1 до 4 мм) и стенки отливки (от 2 до 6 мм). Оценка литейных свойств сплавов производилась с помощью пресс-формы, имеющей два лабиринтных канала глубиной 1,2 мм.

Предварительно было проведено сравнительное исследование механических свойств исходных материалов. Установлено, что сплав АК7 обладает более высокими механическими свойствами, чем сплав АК9, и превосходит сплав СИЛ2 по пластичности, незначительно уступая ему по прочности. Выявлена также существенная нестабильность механических свойств вторичных сплавов наряду с их пониженной технологичностью при литье под давлением.

Однако при оптимизации технологических параметров процесса литья вторичные сплавы имеют достаточно высокий уровень механических характеристик, что определяет возможность их использования в качестве шихтовых добавок.

Во второй серии экспериментов с целью приближения к реальным условиям производства в шихту вводилось по 50 % (по массе) возврата каждого исходного сплава (соответственно их содержанию в шихте). Температура заливки составляла 630...650 °С. Образцы отливались при скорости прессования 1,2 м/с. Выбор скорости прессования обусловлен результатами предыдущих исследований. Толщина стенок литых образцов составляла 2 и 6 мм при толщине питателей соответственно 1 и 2 мм. Результаты экспериментов приведены в табл. 1 и 2.

Как видно из приведенных данных, увеличение содержания вторичных шихтовых материалов (АК7 и АК9) до 40...60 % в сплаве на базе СИЛ2 способствует повышению его прочности на 10...15 % и пластичности в 1,3...1,7 раза. Это связано, очевидно, с упрочняющим действием меди и магния, входящих в состав вторичных сплавов.

Табл. 1. Влияние вторичных сплавов на механические свойства отливок толщиной 2 мм

Содержание вторичных сплавов в шихте, % (по массе)	Сплав АК7		Сплав АК9	
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
0	153,8	0,82	153,8	0,82
20	169,9	1,10	172,8	1,15
40	175,4	1,46	173,6	1,24
60	171,5	1,28	177,7	1,56
80	130,5	0,95	152,8	1,42
100	121,9	0,90	151,2	1,35

Табл. 2. Влияние вторичных сплавов на механические свойства отливок толщиной 6 мм

Содержание вторичных сплавов в шихте, % (по массе)	Сплав АК7		Сплав АК9	
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
0	184,7	1,52	184,7	1,52
20	211,5	2,13	199,2	1,89
40	218,7	2,38	201,9	1,92
60	207,6	2,32	202,9	1,96
80	184,4	1,73	188,1	1,68
100	184,2	1,65	178,1	1,50

При изготовлении тонких отливок несколько эффективнее введение в шихту сплава АК9, а при изготовлении толстых — АК7. Здесь ведущую роль играет взаимосвязь характера кристаллизации сплава и гидродинамики потока при литье под давлением. Тонкостенные отливки лучше заполняются узкоинтервальным сплавом (при использовании АК9) вследствие его большей жидкоподвижности. При литье толстых стенок превалирует фактор подпрессовки, который эффективнее для широкоинтервальных сплавов (при использовании АК7). С фактором подпрессовки связан также более высокий уровень механических свойств толстостенных отливок (с более толстыми питателями), чем тонкостенных.

Таким образом, добавки вторичных материалов в первичный сплав СИЛ2 способствуют повышению его механических свойств. Оптимальной является добавка 40 % АК7 или 40...60 % АК9. При таком соотношении заполняемость пресс-формы уменьшается в 1,1...1,3 раза. Однако обработка гексахлорэтаном (0,1...0,15 %) способствует улучшению литейных и стабилизации механических свойств сплавов с использованием вторичных материалов.

## ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЧУГУНА ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Специфические условия охлаждения отливки при непрерывном литье чугуна приводят к образованию различных структурных зон по ее сечению, отличающихся как формой и размерами графитовых включений, так и строением металлической основы чугуна. Если структура и свойства внутренней поверхности отливки, оформляемой песчаным стержнем, в большинстве случаев удовлетворяют требованиям ГОСТа к износостойким деталям, то получение необходимого качества наружной поверхности заготовок представляет значительные трудности.

Результаты проведенных ранее исследований [1] позволили определить область технологических параметров и химический состав чугуна для заготовок различных типоразмеров, обеспечивающие получение отливок без отбела. Эксперименты показали, что скорость литья и температура заливки чугуна оказывают существенное влияние не только на отбел, но и на протяженность зоны с междендритным графитом, равномерность свойств металла по сечению отливки. Для исследованного диапазона химического состава чугуна и технологических параметров процесса глубина зоны с междендритным графитом находится в пределах от 3,2 до 13 мм. Присутствие междендритного графита, способствуя распаду эвтектического и эвтектоидного цементита, приводит к образованию феррита в наружных зонах отливки, что отрицательно сказывается на износостойкости чугуна. Аналогичное влияние технологические параметры оказывают и на равномерность свойств по сечению отливки. Для получения высококачественных заготовок процесс необходимо проводить с максимально допустимой скоростью литья и минимально возможной температурой заливаемого металла. В связи с этим приобретают особую важность данные исследований по определению оптимальных технологических параметров процесса, полученные на основе сопоставления прочности чугуна при температурах, близких к температуре кристаллизации чугуна, с напряжениями, возникающими в отливке. На основании этих данных был проведен полнофакторный эксперимент по определению оптимального химического состава серого чугуна. Варьируемым фактором являлось содержание элементов: углерода 3...3,5 %, кремния 1,7...2,4, марганца 0,5...0,9 и фосфора 0,1...0,35 % (по массе). Зависимыми переменными были выбраны твердость наружной поверхности заготовки, равномерность твердости по ее сечению и глубина зоны с междендритным графитом. Оптимизацию проводили методом градиента на ЭВМ "Электроника ДЗ-28". Полученные уравнения регрессии позволили построить номограмму, отражающую взаимосвязь глубины зоны с междендритным графитом, твердость поверхности и перепад твердости по сечению заготовки с химическим составом чугуна. С уменьшением содержания C и Si возрастают твердость поверхности заготовки и глубина зоны с междендритным графитом, перепад твердости по сечению уменьшается.

Отливка из чугуна с оптимальным химическим составом ( $C = 3,09 \%$ ;  $Si = 2,02 \%$ ;  $Mn = 0,89 \%$ ;  $P = 0,1 \%$ ) имеет следующие качественные характеристики: твердость наружной поверхности 197 НВ, перепад твердости 10 НВ, глубину зоны с междендритным графитом 3,6 мм.

Регулирование структуры и свойств чугуна возможно не только изменением его химического состава, но и выбором заданной скорости охлаждения заготовки за пределами кристаллизатора. На воздухе скорость охлаждения составляет  $1,5 \dots 2,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ . Экранирование заготовки позволяет снизить ее до  $0,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$  и создать благоприятные условия для полного распада цементита в наружных слоях. Использование интенсивного вторичного охлаждения, обеспечивающего скорость охлаждения порядка  $10 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$  до температуры  $500 \dots 550 \text{ } ^\circ\text{C}$ , позволяет получить в зоне с междендритным графитом полностью перлитную структуру.

Сравнительные испытания, проведенные на машине МТ-1, показали, что износостойкость наружных слоев заготовок практически не уступает, а в некоторых случаях даже превосходит износостойкость внутренних слоев, оформляемых песчаным стержнем.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Земсков И.В., Крутилин А.Н., Тульев В.Д., Столярова Г.И. Влияние технологических параметров на структуру и свойства чугуна непрерывнолитых заготовок // *Металлургия*. – Минск: Выш. шк., 1986. – Вып. 20. – С. 72–73.

УДК 621.746

В.И. ТУТОВ, И.В. ЗЕМСКОВ,  
В.Д. ТУЛЬЕВ, И.К. ФИЛАНОВИЧ

### ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ИЗ СТАЛИ

К малоотходным технологиям производства литых заготовок относится вертикальное полунепрерывное литье чугуна. При получении этим методом заготовок из сталей необходимо учитывать их свойства.

Технологическая схема полунепрерывного литья стальных заготовок в отличие от литья чугуна включает систему эффективного охлаждения отливок за пределами кристаллизатора. Разработана технология вертикального полунепрерывного литья заготовок сплошного сечения из конструкционной стали 40Л (ГОСТ 977–75), быстрорежущей стали Р6М5 (ГОСТ 19265–73) и хромоникелевой нержавеющей стали 12Х18Н9ТЛ (ГОСТ 2176–77). Тепловые и технологические параметры полунепрерывного литья в металлический кристаллизатор стальных заготовок наружным диаметром 65 мм приведены в табл. 1.

При получении стальных заготовок на установках полунепрерывного литья скорость их извлечения лимитируется не прочностными свойствами корки, а тепловыми условиями, обеспечивающими направленное затвердевание слитка вдоль его оси. Скорость извлечения зависит от теплофизических и ли-

Табл. 1. Технологические параметры полунепрерывного литья

Марка стали	Температура заливки, °С	Скорость извлечения, м/мин	Время выдержки, с	Шаг протяжки, мм
40Л	1550...1570	0,4...0,43	1...2	5...10
Р6М5	1520...1540	0,3...0,32	2...3	15...20
12Х18Н9ТЛ	1580...1590	0,25...0,27	3...4	15...20

Табл. 2. Механические свойства стали 12Х18Н9ТЛ

Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное сужение, %	Относительное удлинение, %	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	Примечание
500...540	270...310	35...42	35...40	160...200	Без термообработки
570...580	300...310	44...47	40...43	120...150	После термообработки

нейных свойств стали. При скоростях извлечения, превышающих оптимальные значения, приведенные в табл. 1, в непрерывнолитых стальных заготовках образуется осевая усадочная пористость.

Результаты анализа механических свойств нормализованной стали 40Л в непрерывнолитых заготовках показали, что предел сопротивления прочности составляет 600 МПа, относительное удлинение — 22 %, относительное сужение — 42,6 %, ударная вязкость — 114 Дж/см<sup>2</sup>. Показатели полностью соответствуют требованиям ГОСТ 977—75.

Показатели механических свойств стали 12Х18Н9ТЛ в литом и термообработанном состояниях выше соответствующих характеристик, указанных в ГОСТе (табл. 2).

Сравнение свойств непрерывнолитой и деформированной стали Р6М5 в термообработанном состоянии показало, что ударная вязкость литой стали в 3,2...4 раза ниже, чем деформированной, твердость и теплостойкость одинаковы, а износостойкость литой стали в 1,4 раза превышает износостойкость деформированной.

Технологические процессы полунепрерывного литья сталей, разработанные по заказам промышленных предприятий, позволяют по сравнению с применяемыми технологиями увеличить выход годного по металлу до 80...85 %, уменьшить припуски на механическую обработку до 2...2,5 мм, использовать неделовые отходы легированных сталей для производства литых заготовок взамен дорогостоящего и дефицитного проката.

### УСТАНОВКА ДЛЯ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК СУДОРЕМОНТА

Малоотходная технология вертикального полунепрерывного литья, реализуемая на специальных установках, используется для производства заготовок, поперечное сечение которых вписывается в круг диаметром 300 мм. Для производства отливок больших размеров по этой технологии разработана конструкция установки полунепрерывного литья крупногабаритных заготовок.

Установка (рис. 1) состоит из основания 1, на котором закреплены нижняя плита 2 с приводом 15 и колоннами 11. Верхний торец колонн крепится к верхней плите 10. Одна из колонн одновременно является осью 4 жесткой рамы 9, на которую устанавливаются сменные кристаллизаторы 6 различных типоразмеров. Рама 9 коробчатой формы охлаждается водой в процессе литья заготовок. Для поворота рамы 9 вокруг оси 4 и фиксации ее в необходимых положениях предусмотрена рукоятка с роликом-эксцентриком 8. Кристаллизатор 6 крепится на поворотной плите 9 болтами. На оси 4 установлен кронштейн 5 с трубой 7, служащей для направления стержней в кристаллизатор. Параллельно оси вытягивания заготовки закреплена штанга 3 с кулачками, служащими для срабатывания конечных выключателей, фиксирующих верхнее положение затравки 13 в рабочей втулке кристаллизатора — начало заливки, нижнее — окончание процесса извлечения заготовки и среднее положение — окончание заливки жидкого металла в кристаллизатор. Кулачки на штанге 3 устанавливают в определенное положение в зависимости от размеров отливаемой заготовки. Привод 15 перемещения затравочного устройства 13 состоит

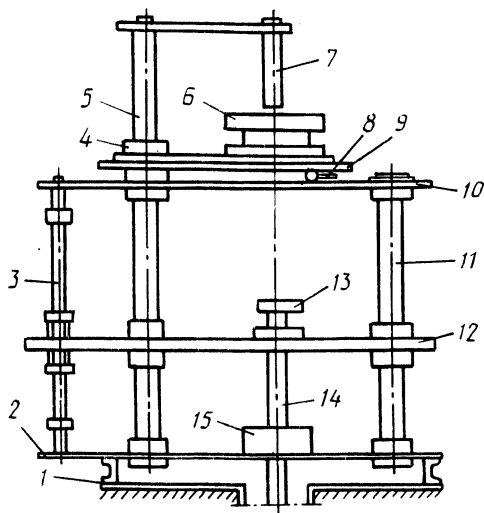


Рис. 1. Схема установки полунепрерывного литья

из электродвигателя постоянного тока мощностью 4 кВт, электромагнитной муфты, червячного редуктора и ходового вертикально расположенного винта 14. Ходовой винт закреплен в подвижной плите 12, на которой сверху имеется затравочное устройство с механизмом поломки затравочных приливов.

Установка снабжена индивидуальной замкнутой системой водяного охлаждения. Подача воды из бака в охлаждаемые узлы осуществляется насосом К20-30 с асинхронным двигателем А02-32-2 мощностью 4 кВт. Прямоук установки имеет систему вытяжной вентиляции.

Процесс литья осуществляется следующим образом. В кристаллизатор вводится затравка, на нее устанавливается песчаный стержень и в зазор между стержнем и кристаллизатором подается жидкий металл. По мере затвердевания металла производят извлечение заготовки. Ее длина определяется ходом подвижной плиты. После окончания процесса извлечения поворотная рама 9 отводится в сторону и заготовка подается из приемка наверх подвижной плитой 12. Полученная заготовка снимается краном.

Установка имеет следующие технико-экономические показатели: скорость извлечения 0,1...1 м/мин; наружный диаметр заготовок 200...600 мм; длина заготовок 1600 мм; площадь, занимаемая установкой, 8 м<sup>2</sup>; потребляемая мощность 10 кВт.

Установка полунепрерывного литья крупногабаритных заготовок изготовлена и смонтирована в литейном цехе ППСО "Приморремрыбфлот" и предназначена для получения непрерывнолитых заготовок в литейных цехах судоремонтных предприятий.

УДК 669.14.241

С.Н. ЛЕКАХ, А.Н. РОГОЖНИКОВ

## МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПЛАВЛЕНИЯ ЧАСТИЦ МОДИФИКАТОРА В ЖИДКОМ ЧУГУНЕ

При внепечной обработке жидкого чугуна большое значение имеет учет кинетики взаимодействия частиц модификатора с расплавом. С учетом того, что у большинства применяемых модификаторов температура плавления ниже температуры жидкого чугуна, моделирование тепловых процессов позволяет получить достаточно точные оценки кинетики растворения частиц.

Математическая модель теплового процесса, сопровождающегося фазовыми превращениями среды с поглощением или выделением теплоты (задача Стефана), в простейшем случае передачи теплоты в полупространстве описывается следующей системой уравнений [1]:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( K_s \frac{\partial T_s}{\partial x} \right) = \rho c_s \frac{\partial T_s}{\partial \tau}, \quad 0 \leq x \leq X(\tau);$$

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( K_l \frac{\partial T_l}{\partial x} \right) = \rho c_l \frac{\partial T_l}{\partial \tau}, \quad x > X(\tau);$$

$$K_s \frac{\partial T_s}{\partial x} \Big|_{x=X(\tau)} - K_l \frac{\partial T_l}{\partial x} \Big|_{x=X(\tau)} = \rho L \frac{dX(\tau)}{d\tau}, T_s = T_l = T_m,$$

где первые два уравнения описывают теплоперенос в твердой и жидкой фазах соответственно, а третье определяет функцию  $X(\tau)$ , описывающую движение поверхности раздела фаз;  $L$  – скрытая теплота;  $T_m$  – температура плавления.

Применительно к изучаемому процессу плавления твердой сферической частицы в перегретом расплаве задача Стефана ставилась как для материала модификатора, так и для материала расплава. Уравнения Фурье заменялись на уравнения распространения теплоты в энтальпийной форме, и предполагалось, что частица модификатора имеет сферическую форму. Энтальпийная форма уравнения распространения теплоты

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) = \frac{\partial H}{\partial \tau}$$

упрощает составление соответствующей разностной схемы и реализующей ее программы для ЭВМ. Принималась следующая зависимость энтальпии от температуры:

$$H = \begin{cases} \rho c_s T, & T \leq T_m; \\ \rho c_l T + \rho L + (c_s - c_l) \rho T_m, & T > T_m. \end{cases}$$

Расчеты по программе на основе двухслойных моделей показали, что в зависимости от теплофизических свойств и температурных условий возможна реализация различных стадий протекания процесса растворения. Сразу после погружения в расплав холодной сферической частицы на ее поверхности намерзает твердая корочка чугуна. Длительность существования корочки и ее толщина определяются рядом факторов, из которых наибольшее значение имеют теплопроводность частицы и температура перегрева жидкого чугуна. В дальнейшем возможно плавление корочки, а также образование жидкого подслоя (при использовании легкоплавких модификаторов).

На рисунке показаны характерные стадии и кинетика взаимодействия сферических частиц диаметром 10 мм 75 %-го ферросилиция (рис. 1, а), меди и алюминия (рис. 1, б) с жидким чугуном, перегретым до 1400 °С. На частицах низкотеплопроводного и относительно тугоплавкого ФС75 толщина намерзающей корочки незначительна, и сразу же после ее расплавления начинается непосредственное взаимодействие расплава с присадкой, приводящее к относительно полному уменьшению диаметра частицы.

Напротив, при тех же условиях на частицах меди и алюминия быстро намерзает значительная по толщине корочка чугуна, под которой начинается плавление частицы. Причем благодаря высокой теплопроводности данных материалов их полное плавление заканчивается значительно раньше, чем исчезнет твердая чугунная корочка. Поступление таких модификаторов в расплав носит импульсный характер.

В реальных условиях из-за окисления присадки и физико-химического взаимодействия активных компонентов с примесями в расплаве возникающие на поверхности частиц низкотеплопроводные пленки нарушают идеальный теп-



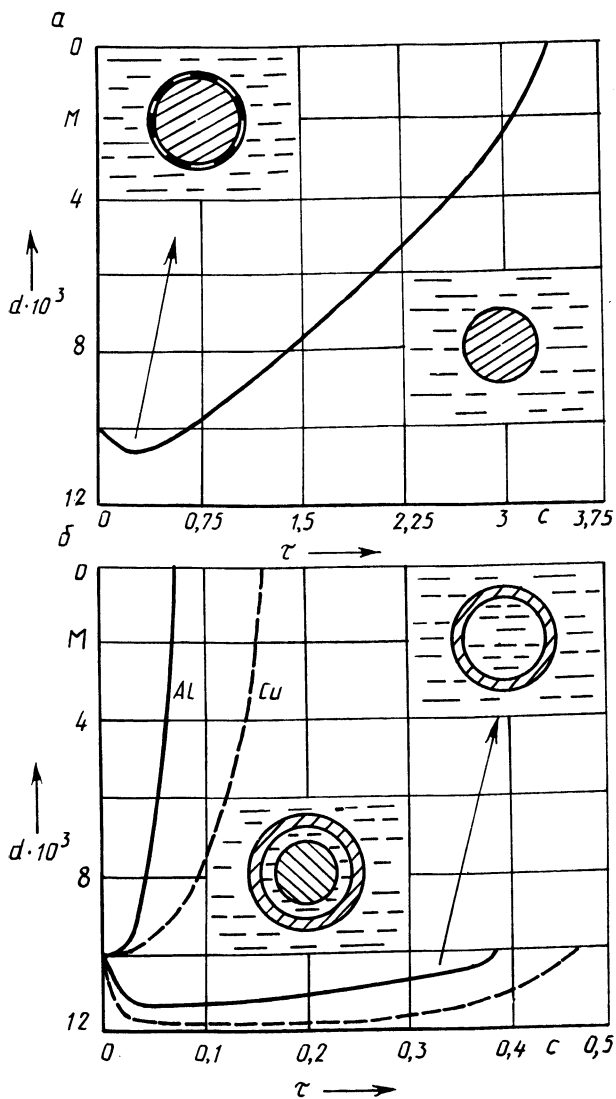


Рис. 1. Кинетика плавления сферических частиц диаметром 10 мм 75 %-го ферросилиция (а), алюминия и меди (б) в жидком чугуна при 1400 °С

ловой контакт. Расчеты показали, что оксидные пленки способны значительно увеличить время плавления частиц, при этом может существенным образом измениться и режим растворения. Методом математического моделирования оценена взаимосвязь теплофизических и технологических параметров процесса, влияющих на скорость растворения модификаторов в жидком чугуна, определены общая длительность и кинетика плавления частиц, что позволило

получить необходимые исходные данные для расчета технологии выпечки и обработки жидкого чугуна.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Карслоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел.— М.: Наука, 1964. — 450 с.

УДК 621.74

В.Е. ЛЕВЧЕНКО, М.М. ПЕТУХОВ

### РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНОЙ КОНСТРУКЦИИ ЛИТЕЙНОЙ ЧАШИ ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОЙ ЛИНИИ "ФОРМАТИК"

На гомельском заводе "Центролит" в цехе мелкого литья установлена и работает автоматическая безопочная формовочная линия "Форматик". В процессе ее работы выявился ряд существенных недостатков. Один из них — продолжительность заполнения литейной формы металлоемкостью 60...80 кг составляет 40 с и выше вместо 18 с по паспортным данным.

Для выявления и устранения указанного недостатка использовался метод моделирования литейных форм холодными жидкостями на прозрачных моделях.

Работа литейной чаши исследовалась на наиболее характерных, металлоемких и бракоопасных отливках трех типов: "маховик" Д. 65. 1005.120В; "корпус тисков" 7200.225.01; "корпус редуктора" ТСН00. 107Б. Проведенные работы показали, что все три литниковые системы указанных отливок имеют одинаковые недостатки: неудовлетворительную работу литейной чаши; незаполненность стояка; низкую шлакоулавливающую способность.

Неудовлетворительная работа литейной чаши выражалась в резком падении уровня моделирующей жидкости над стояком, в результате чего последний был заполнен лишь на 1/3 объема. Происходила также интенсивная инжекция газов через стенки стояка (рис. 1).

Анализ режимов работы литниковых систем выявил необходимость изменения линейных размеров литейной чаши и увеличения диаметра стояка. Но конструкция автоматической формовочной линии "Форматик" не позволяла

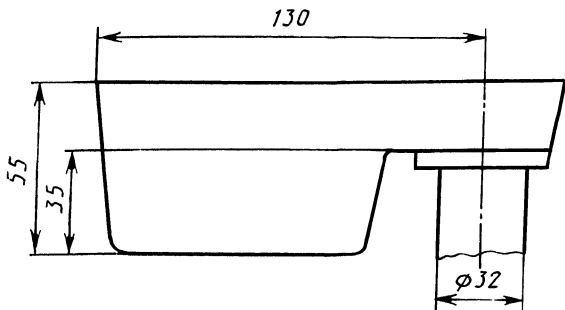


Рис. 1. Заводская конструкция литейной чаши

то сделать. Поэтому целью работы стало совершенствование конструкции литейной чаши без существенного изменения ее линейных размеров. При небольшом объеме чаши необходимо было предотвратить значительное перемешивание металла в ее приемной части, получить компактную его струю при входе в стояк. Положительные результаты были получены, когда увеличился объем чаши за счет уменьшения высоты стояка. Увеличение радиуса скругления при входе в стояк позволило уменьшить степень турбулентности потока жидкости и заполнить стояк. Установка порога в литейной чаше перед стояком создала нисходящий поток и привела к выносу шлаковых частиц на поверхность жидкости.

На основании промышленных испытаний было сделано заключение, что литейная чаша новой конструкции позволила увеличить расход жидкости из литниковой системы в среднем в 2 раза, полностью заполнить стояк и удерживать шлаковые включения.

Результаты проведенных исследований используются при разработке новых литниковых систем для отливок, изготавливаемых на автоматической безопасной линии "Форматик" гомельского завода "Центролит".

УДК 621.715.046

Д.Н. ХУДОКОРМОВ, С.С. ДЕЩИЦ,  
Ю.П. ШАПОВАЛОВ, И.С. ЩЕМЕЛЕВ

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ ГАЗОВЫДЕЛЕНИЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТЕРЖНЕЙ В НАГРЕВАЕМОЙ ОСНАСТКЕ

В настоящее время такие вредные вещества, как фенол, формальдегид, метанол, аммиак, выделяющиеся при производстве стержней в нагреваемой оснастке, удаляются от стержневых автоматов при отборе вентиляцией воздуха (10...30 тыс. м<sup>3</sup> от единицы оборудования). Однако стержни после изготовления продолжают газить на участках съема и складирования, а нейтрализация вентиляционных газов становится практически невозможной, во-первых, из-за необходимости очистки огромных объемов воздуха, во-вторых, из-за трудности улавливания токсичных веществ, содержащихся в воздухе в малых концентрациях.

В лаборатории ОНИЛОгаз проведены исследования по удалению газов непосредственно из стержневого ящика через венты, объединенные каналами, за счет вакуумного насоса. Стержни изготавливались при следующих параметрах процесса: температура отверждения  $t = 240$  °С, время отверждения и отбора газов – 100 с, содержание связующего в смеси – 3 % (по массе). Как видно из рис. 1, в удаляемых методом вакуумирования газах концентрация фенола равна 120...158 мг/м<sup>3</sup>, а валовые выделения этого токсичного вещества достигают 5,2...7,8 мг, что в 20...30 раз превышает выделения при отборе газов с помощью вентиляции. Поэтому газовыделения из стержня, подвергнутого вакуумированию, после раскрытия оснастки не наблюдаются. В результате вакуумирования прочностные характеристики стержней в зависимости от ис-

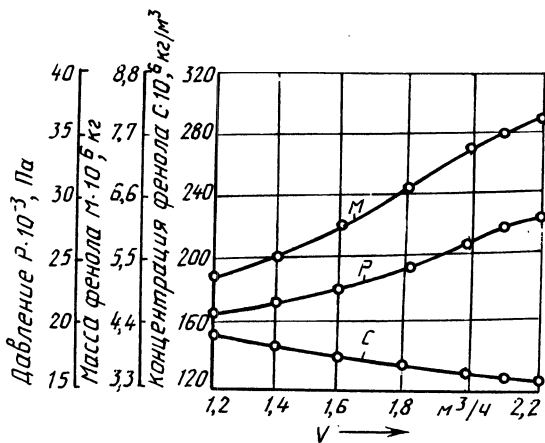


Рис. 1. Влияние объема  $V$  отбираемого из оснстки полуавтомата 4735 воздуха на концентрацию выделяющегося фенола: масса стержней — 0,18 кг; связующее — 20 %-й раствор мочевины в фенолоспирте

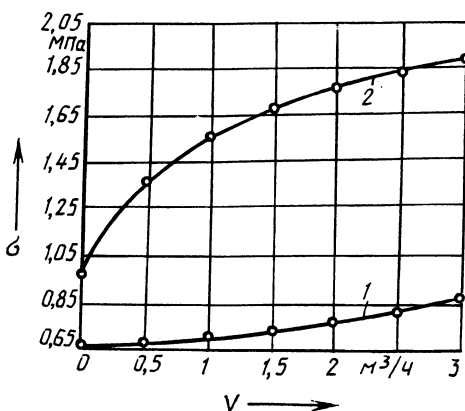


Рис. 2. Зависимость прочности стержня  $\sigma$  от объема воздуха, отбираемого из стержневого ящика автомата 4735:

1 — связующее — фенолоспирт; 2 — связующее — 20 %-й раствор мочевины в фенолоспирте

пользуемого связующего увеличиваются (рис. 2) на 40...90 %. Это дает возможность при изготовлении стержней в нагреваемой оснстке уменьшить время их отверждения, снизить температуру оснстки или уменьшить расход связующего.

Проведенные исследования позволяют сделать вывод, что при локализации газовыделений методом вакуумирования стержней в оснстке объем удаляемого и поступающего на очистку воздуха от одного автомата снижается в 300...400 раз, примерно также снижаются капитальные и эксплуатационные затраты на очистку газа. Концентрация токсичных компонентов газовой смеси повышается до 100...200 мг/м<sup>3</sup>, что позволяет применить для их нейтрализации ряд методов. При этом исключается попадание вредных веществ в атмосферу стержневого участка и значительно улучшаются технологические параметры изготовления стержней.

Таким образом, локализация газовыделений вакуумированием стержней в оснстке является эффективным методом улучшения условий труда и позволяет с минимальными затратами производить очистку газов. Данный метод локализации рекомендован для промышленного опробования.

В.И. ГЛУХОВСКИЙ, Д.Н. ХУДОКОРМОВ,  
О.А. БЕЛЫЙ, В.С. КОВАЛЕВИЧ, А.Н. БУТЫЛО

## РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА УЛАВЛИВАНИЯ ПЫЛИ

При очистке ваграночных газов от пыли в мокрых пылеуловителях основную роль играет инерционное осаждение. Этот механизм пылеулавливания определяется размером капель и относительной скоростью взаимодействующих твердых и жидких частиц. Однако интервалы варьирования этих двух факторов не позволяют обеспечить высокую эффективность улавливания мелких фракций пыли в существующих аппаратах очистки.

С целью повышения коэффициента захвата мелкодисперсных частиц лабораторией ОНИЛОГаз разработан способ очистки высокотемпературных газовых потоков. Его сущность заключается в том, что ваграночные газы последовательно контактируют в мокром пылеуловителе с орошающей жидкостью, а затем с водовоздушной фазой, в которой присутствует сжатый воздух. Для диспергирования водовоздушной фазы применяются пневматические форсунки высокого давления.

Коагуляция взаимодействующих фаз при данном способе очистки происходит благодаря механизмам инерционного осаждения частиц и конденсации пара. В начальный момент взаимодействия определяющим фактором являются силы инерции. При выходе из пневматических форсунок водовоздушный поток обладает высокой скоростью истечения, насыщен высокодисперсной капельной жидкостью. Коэффициент инерционного осаждения при этом имеет максимальное значение за счет развитой и сильно турбулизированной поверхности контакта. Однако в процессе движения капель их скорость уменьшается под действием силы аэродинамического сопротивления газовой среды и силы тяжести. При этом происходит укрупнение капель, что приводит к их гравитационному осаждению.

Применение пневматических форсунок в мокром пылеуловителе наряду с инерционным осаждением пыли способствует интенсивному протеканию процессов междуфазового тепло- и массообмена.

В результате контактов высокотемпературного газового потока с облаком мелких капель происходит их интенсивное испарение, охлаждение и перенасыщение парами воды. Далее наблюдается осаждение паров жидкости на ядрах конденсации, которыми могут служить в равной степени как капли, так и частицы пыли. Процесс укрупнения частиц при конденсации на них жидкости является определяющим среди процессов, происходящих в верхней части мокрого пылеуловителя.

Описание данного механизма осаждения частиц пыли при использовании пневматических форсунок можно представить с помощью следующих основных математических зависимостей:

$$\left. \begin{aligned}
 m \frac{dW}{d\tau} &= F_c ; \\
 \frac{dz}{z} &= \frac{3W_{o.r} \eta_{Stk}}{2W d_{\kappa}} dl ; \\
 \eta_{Stk} &= \frac{Stk^2}{(Stk + 0,35)^2} ; \\
 Stk &= \frac{\rho_{\text{ч}} d_{\text{ч}}^2 W_{o.r}}{18\mu_{\Gamma} d_{\kappa}} ; \\
 \frac{dg}{d\tau} &= g_{\text{п}} + g_{\text{ч}} + g_{\text{з}} ; \\
 \frac{dp}{d\tau} &= p_{\text{п}} + p_{\text{ч}} ; \\
 \frac{dQ}{d\tau} &= Q_{\text{п}} - Q_{\text{ч}} - Q_{\text{з}} ,
 \end{aligned} \right\}$$

где  $F_c$  — сила аэродинамического сопротивления;  $\eta_{Stk}$  — коэффициент инерционного осаждения частиц на шаре;  $Stk$  — критерий Стокса;  $m$ ,  $d_{\kappa}$ ,  $W$  — соответственно масса, диаметр и скорость капель;  $g_{\text{п}}$ ,  $g_{\text{ч}}$ ,  $g_{\text{з}}$  — соответственно скорость процесса конденсации пара на поверхности пылеуловителя, частиц пыли и в результате образования зародышей;  $p_{\text{п}}$ ,  $p_{\text{ч}}$  — соответственно скорость изменения парциального давления в зависимости от содержания сконденсировавшихся паров на поверхностях пылеуловителя и частиц пыли;  $Q$  — физическая теплота, передаваемая газом.

В начальный момент степень очистки газов определялась на основе распределения материальных балансов потоков в прямоточном аппарате с учетом инерционного механизма осаждения частиц. Динамика движения газов и капель жидкости рассматривалась при наличии междофазового тепло- и массообмена. При расчете массы сконденсировавшихся паров жидкости принимались во внимание скорость конденсации пара на поверхностях мокрого пылеуловителя, частиц пыли и скорость перехода пара в жидкое состояние в результате образования зародышей.

Приведенная система уравнений позволяет описать предложенный механизм осаждения частиц и на его основе выявить основные критерии для конструктивного расчета аппаратов очистки.

В.А. ДЕДОВЕЦ, О.А. БЕЛЫЙ, И.Г. ПЕРШИН,  
А.М. КОРОЛЕВА, В.В. ХОДИН

### ИССЛЕДОВАНИЕ ГАЗОВЫДЕЛЕНИЙ ПРИ ВЫПЛАВКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Производство литейных алюминиевых сплавов сопровождается выделением вредных газов и токсичных пылей, загрязняющих атмосферу и наносящих ущерб окружающей среде. Процесс пылегазообразования зависит от плавильного оборудования, состава и качества шихтовых материалов, технологии шлавки, рафинирования и модифицирования сплавов.

На опытной установке (рис. 1) проведены исследования процесса пылегазообразования при обработке алюминиевых сплавов рафинирующими и модифицирующими реагентами в режиме постоянной продувки воздуха со скоростью 15 м/с. Реагенты вводились колокольчиком в расплав при температуре 740 °С. Объем продуваемого воздуха и образовавшегося в результате реакции газа фиксировался газовыми барабанными счетчиками. Для исключения ошибки в измерении объемов газов при их тепловом расширении эксперименты проводили при стабилизировавшемся режиме продувки и охлаждения газов перед барабанным счетчиком. Пылеунос при рафинировании сплавов разными реагентами определяли весовым способом с использованием фильтра АФА.

На рис. 2 представлены результаты исследований. Наибольшее газообразование наблюдалось при рафинировании сплавов гексахлорэтаном и наименьшее при использовании флюса № 5 состава, % (по массе): хлористого натрия — 50, фтористого натрия — 30, криолита — 10, хлористого калия — 10 и серы.

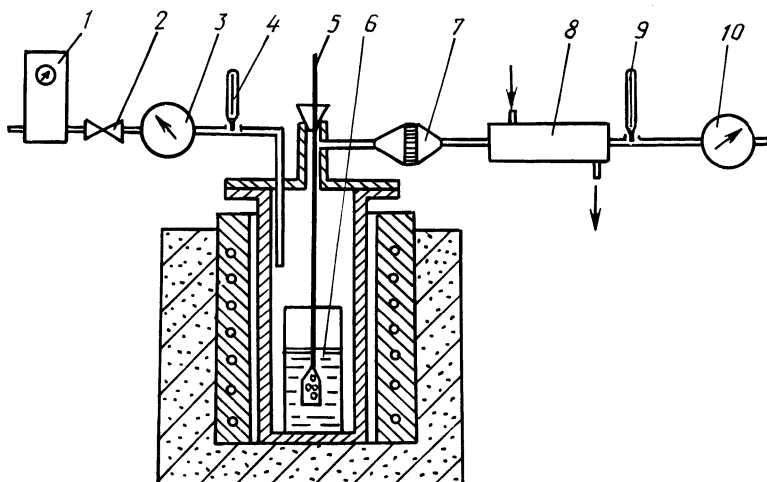


Рис. 1. Схема установки для исследования пылегазообразования:

1 - компрессор; 2 - вентиль; 3, 10 - газовый барабанный счетчик; 4, 9 - термометры; 5 - колокольчик; 6 - расплав; 7 - фильтр АФА; 8 - холодильник

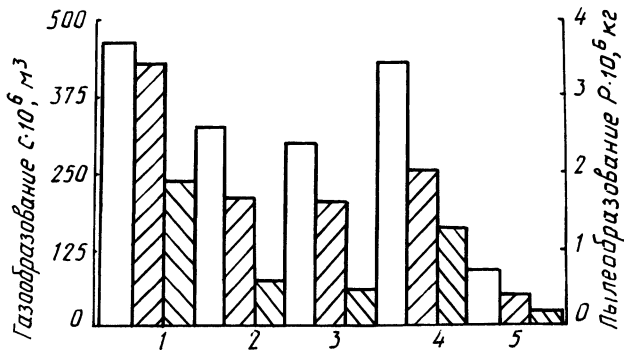


Рис. 2. Пылегазообразование при рафинировании алюминиевых сплавов. Используемые реагенты (массовая доля, %):  
 1 –  $C_2Cl_6$  (0,16); 2 –  $MnCl_2$  (0,2); 3 –  $ZnCl_2$  (0,2); 4 –  $C_2Cl_6$  (0,16) + S (0,04);  
 5 – флюс № 3 (0,5) + S (0,05); – газообразование; – пылеобразование;  
 – пылегазообразование при комплексном рафинировании (1 % флюса № 3 + реагент)

На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что применение комбинированной обработки расплавов алюминиевых сплавов газообразующими реагентами под слоем флюса обеспечивает снижение выбросов пыли и как следствие уменьшает затраты на очистку и аспирацию пылегазовыделений.

УДК 621.74.043

Г.Ф. АНДРЕЕВ, А.И. САРОКА,  
 В.А. ШЕЙНЕРТ, А.С. МАЗУРКЕВИЧ

### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЛЕКСНЫХ ЛЕГКОПЛАВКИХ ПРИСАДОК ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОЗДНЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНОВ

Эффективное графитизирующее модифицирование является важной технологической операцией при получении тонкостенных отливок, особенно при литье в кокиль. Вместе с тем стандартные ферросплавы на основе ферросилиция не обеспечивают стабильности технологии при обработке чугуна ваграночной плавки из-за их высокой температуры плавления. Попытки интенсификации процесса растворения модификаторов за счет измельчения присадок даже до фракций 0,1...1 мм не обеспечивают требуемого результата из-за их повышенной склонности к окислению и последующему шлакованию. При внутриформенной обработке чугуна этими модификаторами не исключена возможность попадания в отливку нерастворившихся частиц.

Применение разработанных комплексных легкоплавких присадок, содер-



жащих Al, Si, PЗМ и Cu, позволяет не только снизить температуру перехода модификаторов в расплав до 570...650 °С, но и за счет высокой раскислительной и десульфуризирующей способности таких добавок, при увеличении числа центров графитизации в виде тугоплавких неметаллических частиц и снижении растворимости С в Fe, резко повысить эффективность обработки низкотемпературного чугуна ваграночной плавки.

Разработана также технология получения указанных модификаторов, заключающаяся в сплавлении лигатур типа ФС30РЗМ30 с силумином и другими добавками в индукционных печах.

Легкоплавкие модификаторы могут применяться как для ковшовой, так и для внутриформенной обработки. В первом случае для ввода в ковши малой металлоемкости присадки дробятся до фракций 2...5 мм. Промышленные испытания новых модификаторов на ряде предприятий местной промышленности БССР при изготовлении тонкостенных отливок методом литья в кокиль дала положительные результаты. Так, основной причиной, затрудняющей обработку отливки "Чаша автопоилки ПА-1" с толщиной стенки 4...6 мм, является поверхностный отбел в местах сверления. Попытки применения стандартных ФС-75 и ФС30РЗМ30 не могли снизить склонность чугуна к отбелу из-за их плохой растворимости при 1280...1330 °С. Ввод 0,07...0,1 % (по массе) легкоплавких модификаторов обеспечивал полное устранение отбела на всех обрабатываемых поверхностях.

Легкоплавкие модификаторы применяются также при изготовлении литых модифицирующих вставок для внутриформенного модифицирования. Сочетание низкой температуры плавления с малой теплопроводностью (у разработанных добавок она в 5...10 раз ниже, чем у чистого Al) позволяет снизить вероятность образования корки чугуна на теле модификатора и добиться не только равномерного распределения присадки, но и заданного уровня модифицирования различных порций металла при заливке формы. Как показали результаты испытаний, вставка в виде конуса, сочлененного с цилиндром, обеспечивает равномерное растворение присадки в процессе заливки форм. Изменение ее геометрии, например увеличение объема части, заглубленной в форму, позволяет поднять уровень модифицирования последних порций металла. Внедрение вставки такой конструкции на саранском Центролите Минавтопрома позволило устранить кромочный отбел на отливках "Картер-452"

Для многоместных форм с вертикальным разъемом, получаемых на линиях типа Disamatic, разработана конструкция вставки с плавящейся диафрагмой, что исключает попадание в отливку необработанного чугуна. Вместе с тем применение модификаторов, содержащих Al при заливке чугуна в сырые песчано-глинистые формы, из-за возможности возникновения подкорковой пористости ограничено. Установлено, что содержание влаги в смеси не должно превышать 3...3,5 %.

### ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ, КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

При кристаллизации алюминиевых сплавов в их структуре наблюдаются включения интерметаллических фаз, как правило игольчатой формы, оказывающих значительное влияние на физико-механические свойства сплавов. В указанных сплавах наибольший интерес для литейного производства представляют железосодержащие фазы  $FeAl_3$  и  $Al_5SiFe$ , формирующиеся в процессе первичной кристаллизации и имеющие высокую твердость и игольчатую форму, что отрицательно сказывается на свойствах сплава. Изменение формы фаз на компактную за счет легирования и микролегирования вызывает повышение их свойств и, очевидно, связано с изменением физических характеристик.

С целью уточнения характера изменения физических свойств железосодержащих интерметаллидов  $FeAl_3$  и  $Al_5SiFe$  была исследована температурная зависимость электросопротивления  $\rho$  указанных фаз стехиометрического состава (рис. 1).

Как видно, легирование интерметаллидов марганцем вызывает значительное повышение удельного электросопротивления и изменение характера его температурной зависимости. Дополнительное микролегирование усложненно-

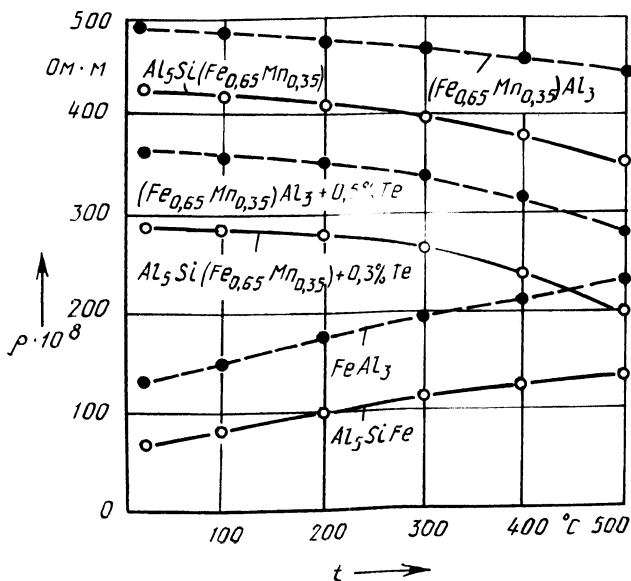


Рис. 1. Температурная зависимость электросопротивления алюминидов

го интерметаллида теллуром приводит к повышению его проводимости. В интервале температур 0...200 °С изменение электросопротивления усложненных фаз незначительно и не превышает 4 %. Анализируя полученные результаты с позиций электронного строения фаз, следует отметить, что изменение характера температурной зависимости  $\rho$  при их легировании переходными металлами, в частности марганцем, свидетельствует о появлении у них полупроводниковых свойств. Последующее введение элементов VI группы, например Те, увеличивает проводимость указанных фаз, по-видимому, за счет увеличения числа электронов проводимости в кристаллической решетке полупроводника, т. е. эти элементы являются "донорами".

Как известно, присутствие переходных металлов и элементов VI группы в алюминиевых сплавах с повышенным содержанием железа вызывает сфероидизацию железосодержащих фаз.

Таким образом, указанные элементы не только повышают свойства алюминиевых сплавов, но и дают возможность регулировать их проводимость. Последнее обстоятельство имеет первостепенное значение при производстве клеток роторов асинхронных электродвигателей, удельное электросопротивление которых должно находиться в определенном интервале и изменяться при нагреве до 200 °С в пределах, не превышающих 7 %. В настоящее время клетки роторов изготавливаются, как правило, литьем из алюминия или специальных алюминиевых сплавов, содержащих Si, Fe, Mn и Cu. Электрические свойства указанных сплавов определяются в основном чистотой сплава, наличием, распределением и формой первичных фаз. Следовательно, возможность изменения формы и проводимости интерметаллидов под действием некоторых добавок особенно важна для электротехнических алюминиевых сплавов.

*УДК 669.1.013.5*

**С.М. БЕРЛИН, М.Н. МАРТЫНЮК**

### **АНАЛИЗ РАБОТЫ СТАЛЕЛИТЕЙНОГО ЦЕХА**

В работе [1] предложена новая система планирования показателей выпуска литья в приведенных (условных) тоннах взамен традиционного "физическая тонна". Эта система проходит апробацию в сталелитейном цехе Минского автозавода с 1985 г. Ниже приводится сравнительный анализ некоторых показателей производственно-хозяйственной деятельности цеха в физических и приведенных тоннах.

В результате проведенной коллективом цеха работы в 1986 г. снижена металлоемкость заготовок ряда наименований в среднем на 3,72 % на каждую отливку. Расход шихты при изготовлении каждой отливки снизился на 4,04 %, что, естественно, уменьшило расход металла на угар и безвозвратные потери. Кроме того, за счет снижения прямых затрат при выплавке металла меньшей массы на изготовление планируемого количества отливок себестоимость их выпуска уменьшилась.

Но при измерении объема производства отливок в физических тоннах сни-

жение их массы является причиной ухудшения практически всех показателей производственно-хозяйственной деятельности литейных подразделений. Так, за 1986 г. в результате снижения материалоемкости отливок объем их выпуска снизился на 0,71 %, себестоимость средневзвешенной тонны возросла на 0,23 %, на 0,64 % снизилась дневная выработка производственных рабочих, на 0,28 % возросли затраты заработной платы на средневзвешенную тонну отливок. Все это наблюдалось при фактическом снижении затрат на изготовление одной отливки меньшей массы.

Кроме того, система ценообразования на литье заготовок построена таким образом, что со снижением их массы, а следовательно, увеличением их количества, приходящегося на физическую тонну, снижается цена одной отливки в значительно больших размерах, чем уменьшаются затраты на ее изготовление (почти в 2,3 раза). В результате объем товарного выпуска снижается.

Таким образом, применяемый показатель "физическая тонна" настолько искажает фактическое состояние производственно-хозяйственной деятельности цеха, что с точки зрения его коллектива проведение мероприятий по снижению металлоемкости отливок противоречит их интересам.

Для разрешения возникших противоречий необходимо создание таких условий хозяйствования, которые заинтересовали бы коллективы литейных подразделений не только в выпуске отливок необходимого ассортимента, но и с максимальным приближением их конфигурации к готовой детали. И если вопрос номенклатуры отливок практически решен, то вторая часть проблемы ждет своего решения.

Проведенный сравнительный анализ показал, что при оценке деятельности цеха в приведенных тоннах снижение физической массы отливок на 3,72 % практически не снизило их приведенную массу. Следовательно, снижение прямых затрат на изготовление отливок приводит к снижению себестоимости приведенной тонны на 0,46 %, снижаются затраты заработной платы на приведенную тонну, практически не изменяется дневная выработка производственных рабочих, а вместо перерасхода по себестоимости при оценке в физических тоннах получена в 2 раза большая экономия при планировании в приведенных тоннах.

Таким образом, предложенный показатель "приведенная тонна" [1] обеспечивает более объективную оценку вклада коллектива в повышение эффективности работы цеха, стимулирует стремление к снижению массы отливок. Применение приведенной тонны в отличие от физической обеспечивает единство интересов коллектива цеха, предприятия и народного хозяйства в целом.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Совершенствование системы планирования в литейном производстве / Д.Н. Худокормов и др. // *Металлургия*. – Минск: Выш. шк., 1987. – Вып. 21. – С. 49–50.

## ПРИМЕНЕНИЕ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ДОБАВОК В СОСТАВЕ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Применяемые в нашей стране и за рубежом противопригарные добавки весьма разнообразны, однако по характеру воздействия на отливку на границе металл—форма могут быть объединены в следующие группы: добавки, увеличивающие сопротивление проникновению металла в форму; добавки, создающие легкоотделяемый пригар; добавки, препятствующие физико-химическому взаимодействию металла и формы.

Добавки, увеличивающие сопротивление проникновению металла в форму, представляют мелкодисперсные огнеупорные материалы с минимальной реакционной способностью при высоких температурах и плохой смачиваемостью расплавами железа. В качестве противопригарных добавок этой группы используются маршалит, а также порошки графита, шунгита, дистен-силлимонита, циркона, шамота и асбестовой крошки. Последняя получила наиболее широкое распространение, так как благодаря волокнистому строению уменьшает осыпаемость формы и склонность единых формовочных смесей к ужинообразованию.

Добавки, создающие легкоотделяемый пригар, представляют различные материалы, обладающие некоторой реакционной способностью к расплавленному металлу. В результате их взаимодействия с расплавом на поверхности формы образуется буферная зона, препятствующая дальнейшему проникновению металла. При охлаждении отливки на ее поверхности появляется тонкая корочка, которая легко отслаивается при выбивке и очистке. В качестве противопригарной добавки, способствующей созданию легкоотделимого пригара, рекомендуется использовать различные оксиды железа: железную руду, гематит, кузнечную окалину, колчеданный огарок, гранат, пыль рукавных фильтров дуговых печей и др.

Добавками, препятствующими физико-химическому взаимодействию металла с формой, являются в основном углеродосодержащие вещества в виде порошков или жидкости, которые под действием теплоты переходят из одного агрегатного состояния в другое, препятствуя взаимодействию расплавленного металла с формой. Широко известно применение в качестве добавок в формовочную смесь пеков, угольной пыли, древесной муки, торфа, сланцевой мелочи. Главным фактором, определяющим чистоту поверхности чугунных отливок, является наличие в поверхностном слое полости формы тончайшей пленки пироуглеродического углерода — продукта термического разложения углеродосодержащих добавок. При этом в состав формовочной смеси вводится столько углеродосодержащей добавки, чтобы выход пироуглерода из формовочной смеси составлял 0,3...0,5 %. Опыт работы предприятий литейной промышленности за рубежом и в нашей стране показывает, что наиболее эффективны для современной технологии жидкие углеродосодержащие добавки, выделяющие пироуглерод при термодеструкции в большом объеме. В качестве таких добавок используются латекс, гидрофобизатор ГФК-1, пластификатор

ПН-6, продукты деароматизации нефти, отработавшие масла и СОЖ, эмульсия кубовых остатков от дистилляции жирных кислот ЭКО, экстракты селективной очистки масел, отработавшие обезжиривающие растворы гальванического и термического производства, а также ряд литейных крепителей: КО, УСК-1, СКТ-10, KB, ГТФ.

Исследование характера воздействия на отливку противопригарных добавок на границе металл-форма позволяет выбрать эффективную добавку в зависимости от технологии литья.

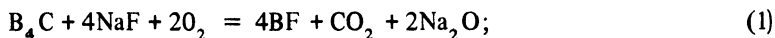
УДК 669.781

М.В. СИТКЕВИЧ, В.О. СТРУЧКОВ

### ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ ОБМАЗОК ДЛЯ КОМПЛЕКСНОГО БОРИРОВАНИЯ

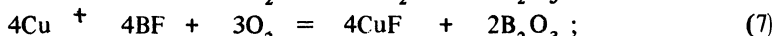
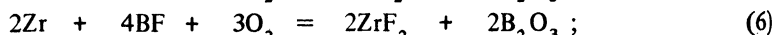
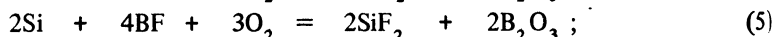
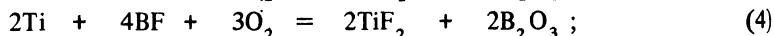
Одним из наиболее эффективных и экономичных методов упрочнения стальных изделий является борирование, которое можно проводить с использованием обмазки [1].

Образование активных атомов бора при использовании борлирующей обмазки происходит в соответствии со следующими реакциями:



Как свидетельствуют данные ряда публикаций, показатели свойств борированных слоев повышаются в результате комплексного их насыщения бором совместно с другими элементами.

Расчеты в термодинамике химических реакций, выполненные для температур от 900 до 1800 К, показали возможность образования газообразных фторидов соответствующих элементов при наличии в диффузионно-активной массе борфтората BF по следующим реакциям (рис. 1, а):



В дальнейшем образование активных атомов диффундирующего совмест

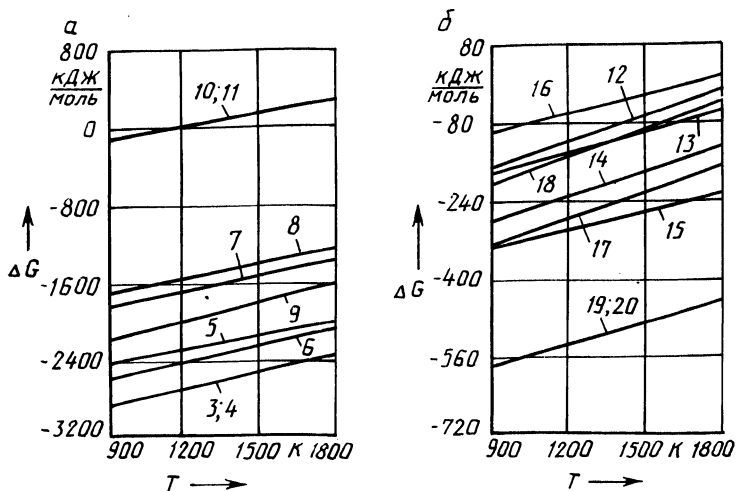
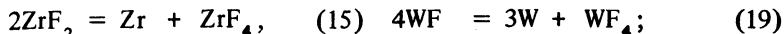
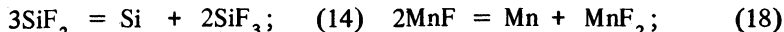
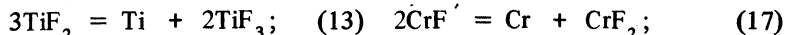
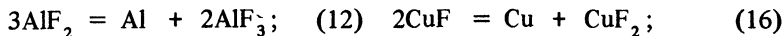


Рис. 1. Изменение энергии Гиббса ( $\Delta G$ ) химических реакций:

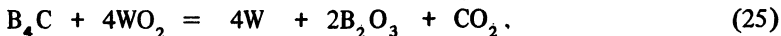
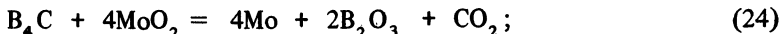
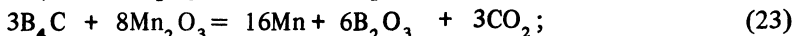
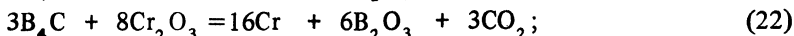
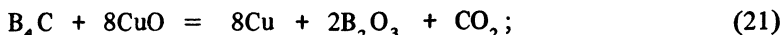
а – реакции 3...11; б – реакции 12...20

но с бором элемента термодинамически возможно (рис. 1, б) в результате реакций:



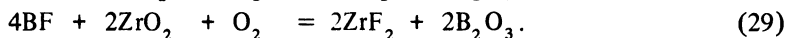
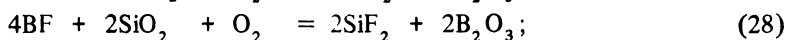
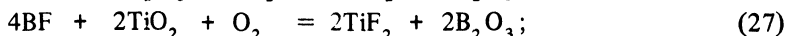
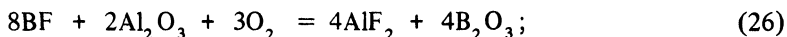
В настоящее время в обзаках для комплексного диффузионного насыщения широко используются технически чистые элементы. Вместе с тем представляет интерес изучение возможностей упрочнения поверхности изделий из сред, содержащих различные недефицитные соединения поставщика активных атомов второго компонента. В этом плане несомненный интерес представляют оксиды указанных выше элементов.

Расчеты в термодинамике химических реакций подтверждают возможность протекания следующих реакций:



В дальнейшем появление активных атомов на упрочняемой поверхности будет происходить аналогично тому, как это происходит при использовании чистых элементов (реакции 7...11, а затем 16...20). В то же время восстановле-

ние карбидом бора оксидов Si, Ti, Al и Zr не происходит ( $\Delta G_T > 0$ ). В этом случае, как показывают расчеты, термодинамически возможно появление газообразных переносчиков активных атомов второго элемента по реакциям:



Образование активных атомов элементов на насыщаемой поверхности происходит затем по реакциям 12...15.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. 619544 СССР. Состав для борирования / М.В. Ситкевич, В.М. Пикуло, В.П.Крюков. – Оpubл. в Б.И., 1978, № 30.

УДК 621.746.0

А.Н. ЧИЧКО, В.Ф. СОБОЛЕВ

### ПОСТРОЕНИЕ ОДНОМЕРНЫХ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ СПЛАВОВ

Изучение процесса растворения компонентов в сплавах является очень важной задачей. От него в значительной степени зависит понимание формирования многих механических и литейных свойств сплавов. Особенно актуальна эта задача для сплавов, кристаллизующихся в условиях больших скоростей охлаждения. Одним из наиболее эффективных методов исследования растворимости компонентов сплава в экстремальных условиях является метод математического моделирования. В этом случае ключевым становится вопрос о том, какие характеристики сплава положить в основу математических моделей растворимости.

Целью настоящей работы было изучение возможностей и путей математического моделирования процесса растворения компонентов сплава в экстремальных условиях с помощью параметров межатомного взаимодействия. Реализация этой цели осуществлялась на основе решения задачи об оценке взаимосвязи между признаками-функциями, построенными на базе физико-химических характеристик компонентов сплава, и пределом растворимости легируемых элементов. В качестве модельных сплавов были выбраны алюминиевые сплавы, полученные закалкой из жидкого состояния при скоростях порядка  $10^7 \dots 10^8$  К/с. Признаки-функции формировались на основе следующих физико-химических характеристик компонентов: 1) линейного коэффициента термического расширения; 2) приведенного поверхностного натяжения; 3) удельного электросопротивления при  $T = 293$  К; 4) термического коэффициента электросопротивления; 5) теплоемкости; 6) теплоты сублима-



ции; 7) плотности; 8) теплоты плавления; 9) приведенного термодинамического потенциала; 10) температуры кипения; 11) температуры плавления; 12) вектора Бюргерса (минимального); 13) атомного объема; 14) атомного радиуса; 15) энергии связи; 16) 1-го потенциала ионизации; 17) 2-го потенциала ионизации; 18) радиуса главного максимума орбиталей атомов; 19) электроотрицательности по Полингу.

Для построения признаков-функций использовалось соотношение

$$\Delta P(n, m) = \frac{P_1(n) - P_2(n, m)}{P_1(n)},$$

где  $P_1(n)$  – физико-химические характеристики алюминия;  $P_2(n, m)$  – физико-химические характеристики легирующих элементов.

Обучающая выборка включала информацию о вычисленных признаках-функциях и экспериментальных данных значений пределов растворимости [1] для следующих систем: Al–Mg, Al–Si, Al–Sc, Al–Ti, Al–V, Al–Cr, Al–Mn, Al–Fe, Al–Co, Al–Ni, Al–Cu, Al–Zn, Al–Ge, Al–Zr, Al–Ag, Al–Sn, Al–W. Изучались два вида математических моделей:

$$\alpha = A_0 + A_1 x; \quad (1)$$

$$\alpha = \exp \{ A_0 + A_1 x \}, \quad (2)$$

где  $\alpha$  – предел растворимости легирующих элементов;  $A_0$  – свободный член математической модели;  $A_1$  – регрессионный коэффициент математической модели;  $x$  – признак-функция, построенная на физико-химических характеристиках компонентов.

В качестве метода исследования был использован метод шагового регрессионного анализа. Оценка степени взаимосвязи между признаками-функциями и пределом растворимости проводилась с помощью критериев Фишера и Стьюдента, вычисленных для коэффициента информативности. Коэффициент информативности определялся по соотношению

$$K_{ij} = |\rho_{ij}|,$$

где  $\rho_{ij}$  – частный коэффициент корреляции.

Решение задачи проводилось на ЭВМ ЕС-1022. В результате исследований были получены гистограммы (рис. 1), на которых представлено изменение степени взаимосвязи между признаками-функциями, построенными на физико-химических характеристиках компонентов, и пределом растворимости легирующих элементов в алюминиевых сплавах. Как видно из рисунка, наиболее информативными в отношении предела растворимости являются признаки-функции 3, 6, 10, 11, 15...18. На гистограмме приведены значения коэффициентов информативности только для лучшей математической модели. Признаки-функции 1, 3, 4, 6, 7, 10...12, 14...16, 19 соответствуют линейной модели (1), а остальные – нелинейной (2). Сравнительный анализ вычисленных значений Фишера и Стьюдента для коэффициентов информативности с их критическими значениями  $F_p = 2,38$  и  $t_p = 1,75$ , относящихся к вероятности  $\alpha = 0,05$ , позволил сделать вывод о том, что выделенная группа физико-химических характеристик может использоваться для математического моделирова-

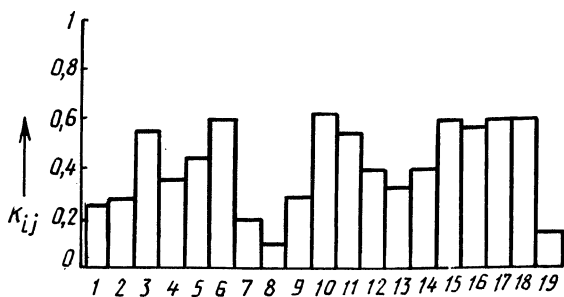


Рис. 1. Изменение степени взаимосвязи между признаками-функциями и пределом растворимости легирующих элементов в алюминиевых сплавах

ния процесса растворения компонентов сплава в экстремальных неравновесных условиях.

Таким образом, высокая информативность признаков-функций, построенных на удельном электросопротивлении, теплоте сублимации, температурах кипения и плавления, энергиях связи, 1-м и 2-м потенциалах ионизации, радиусах главных максимумов внешних орбиталей компонентов, свидетельствует, во-первых, о возможностях прогноза характеристик, зависящих от растворимости легирующих элементов в быстроохлажденных сплавах алюминия, во-вторых, о возможности построения физических моделей процесса растворимости компонентов на основе их физико-химических характеристик. Эти выводы хорошо согласуются с современными представлениями в металлофизике о природе растворимости компонентов в сплавах [2].

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Металловедение алюминия и его сплавов / А.И. Беляев, О.С. Бочвар, Н.Н. Буйнов и др. — 2-е изд. — М.: Металлургия, 1983. — 280 с. 2. Ф у р н э Д. Упорядочение и твердые растворы // Устойчивость фаз в металлах и сплавах. — М.: Мир, 1970. — С. 270–292.

УДК 621.74:669.131

С.С. ГУРИН, Г.И. КЛЕЩЕНОК

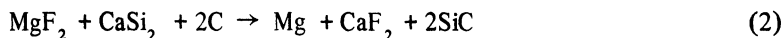
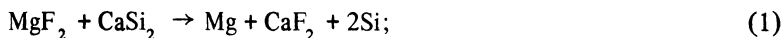
### ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА МАГНИЕМ ИЗ ЕГО ГАЛОГЕНИДОВ

Для получения шаровидного графита в поверхностном слое отливки используют модифицирующие покрытия, содержащие металлический магний. Однако повышенная склонность магния к окислению и пироэффекту снижает эффективность его применения при получении слоя толщиной более 2 мм. Кроме того, покрытия с чистым магнием недостаточно технологичны. Использование в качестве сфероидизирующих компонентов галогенидов магния позволяет устранить указанные недостатки.

Согласно ряду активности металлов, магний может быть восстановлен из его соединений только кальцием. Однако использование чистого кальция в качестве восстановителя сопряжено с технологическими трудностями. Примене-

ние сплавов-восстановителей, например  $\text{CaSi}_2$ , наиболее целесообразно, хотя они имеют более низкую восстановительную способность, чем чистые металлы.

Положительное влияние на восстановительную способность силикокальция, как показывают расчеты, оказывает углерод, который может вводиться в состав покрытия в виде графита. Так, для реакций



значения энергии Гиббса ( $\Delta G$ ) при температуре 1600 К равны соответственно -18,13 и -96,37 кДж/моль.

Все галогенные соединения магния, кроме фторида, имеют высокую гигроскопичность, что ограничивает их применение в составе покрытий. Поэтому только фтористый магний можно рекомендовать в качестве поставщика сфероидизирующего элемента в составе модифицирующего покрытия.

Расчеты энергии Гиббса и константы равновесия по методу Л.П. Владимиров [1] показали, что полнота протекания восстановительных реакций зависит от температуры прогрева покрытий и вида вступающих во взаимодействие компонентов. Необходимо, чтобы температура в зоне контакта покрытие—отливка была по возможности более высокой. Дополнительный разогрев модифицирующего покрытия можно обеспечить вводом алюмотермических смесей, в состав которых входят, кроме алюминия, оксиды легирующих металлов. Однако при этом необходимо учитывать возможность взаимодействия оксидов металлов с магнием, так как он является более активным металлом, чем алюминий.

Термодинамические расчеты на ЭВМ равновесных концентраций компонентов с использованием программы, разработанной Г.Б. Сиянревым [2], позволяют учитывать возможность взаимодействия основных компонентов покрытия с компонентами экзотермической добавки, связующим и компонентами чугуна.

Во всех рассматриваемых составах (табл. 1) исходными компонентами являлись фтористый магний ( $\text{MgF}_2$ ), силикокальций ( $\text{CaSi}_2$ ), аморфный графит (С), алюминий (Al) и железо (Fe). В 1...4-м вариантах в качестве связующего использовали жидкое стекло ( $\text{Na}_2\text{Si}_2\text{O}_5$ ), а в 5-м — фтористый натрий (NaF). Для покрытий 1...3-го вариантов характерно наличие различных оксидов металлов ( $\text{MoO}_3$ ,  $\text{V}_2\text{O}_5$  и  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), вводимых в состав экзотермической добавки. В каждом варианте, кроме того, изменяли соотношение оксида металла и алюминия. В 4-м варианте содержание жидкого стекла уменьшали, в 5-м — жидкое стекло заменили связующим, не содержащим кислород (NaF). Учитывая, что программа охватывает не более 10 химических элементов, в качестве компонента чугуна было выбрано только железо. В результате расчетов получили равновесные концентрации как исходных компонентов, так и продуктов их взаимодействия для каждого температурного интервала.

На равновесную концентрацию магния влияет главным образом содержание кислорода в составе покрытия. Так, увеличение содержания оксида молибдена в составах 1...3 (см. табл. 1) изменяет равновесную концентрацию магния в довольно широких пределах от 0,7342 до 0,1124 моль/кг. Поэтому

Табл. 1. Составы покрытий

Номер вари-анта	Номер состава	Масса компонентов, 10 <sup>-3</sup> кг									
		MgF <sub>2</sub>	CaSi <sub>2</sub>	C	MoO <sub>3</sub>	Al	Na <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Fe	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	NaF
1	1	20	32	8	5	2	20	100	—	—	—
	2	20	32	8	3	2	20	100	—	—	—
	3	20	32	8	7	2	20	100	—	—	—
2	4	20	32	8	—	2	20	100	5	—	—
	5	20	32	8	—	2	20	100	3	—	—
	6	20	32	8	—	2	20	100	7	—	—
3	7	20	32	8	—	2	20	100	—	5	—
	8	20	32	8	—	2	20	100	—	3	—
	9	20	32	8	—	2	20	100	—	7	—
4	10	20	32	8	5	2	10	100	—	—	—
	11	20	32	8	5	2	5	100	—	—	—
	12	20	32	8	5	2	2	100	—	—	—
5	13	20	32	8	5	2	—	100	—	—	4

для повышения модифицирующей способности покрытия необходимо снизить в нем до минимума кислородосодержащие компоненты, а если это возможно, полностью их исключить.

Замена одного оксида металла другим существенно не влияет на равновесную концентрацию магния, которая зависит главным образом от содержания кислорода в покрытии. С уменьшением содержания кислорода с 3,4930 до 0,6087 моль/кг увеличивается концентрация магния с 0,5031 до 1,7490 моль/кг. Концентрация оксида магния при этом уменьшается от 1,1560 до 0,1278 моль/кг.

На основании проведенных расчетов были разработаны модифицирующие покрытия на основе фторида магния (25 % MgF<sub>2</sub>, 32 % CaSi<sub>2</sub>, 8 % C, 15 % (Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Al), 5 % NaCl, 15 % H<sub>2</sub>O) для получения чугуна с шаровидным графитом толщиной 5 мм и более на поверхности отливки, что в 2...3 раза повышает ее разгаростойкость.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Крестовников А.Н., Владимиров Л.П., Гуляницкий Б.С., Фишер А.Я. Справочник по расчетам равновесий металлургических реакций. — М.: Металлургия, 1963. — 416 с. 2. Синярев Г.Б., Трусов Б.Г., Слынько Л.Е. Универсальная программа для определения состава многокомпонентных рабочих тел и расчета некоторых тепловых процессов // Труды МВТУ. — 1973. — № 159. — С. 60–72.

## ПУТИ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЛИКВАЦИИ В СПЛАВАХ

Ликвация в литейных сплавах существенно влияет на качество получаемой отливки, ее механические свойства. Поэтому задача управления процессом ликвации является одной из наиболее актуальных в литейном производстве.

Целью настоящей работы было определение и оценка путей математического моделирования процесса ликвации в сплавах на основе моделирования межатомного взаимодействия их компонентов.

Для реализации данной цели были решены две задачи: 1) оценка взаимосвязи между коэффициентом ликвации легирующих элементов и признаками-функциями, построенными на основе физико-химических характеристик компонентов; 2) проверка устойчивости этих связей для равновесных условий кристаллизации сплавов.

В качестве модельных использовались двойные алюминиевые системы. Первая задача решалась для алюминиевых сплавов, содержащих 4 % (по массе) легирующих элементов и полученных при постоянной скорости охлаждения ( $v \approx 5$  К/с). Обучающая выборка включала экспериментальные данные коэффициентов дендритной ликвации, вычисленные с помощью распределений компонентов, полученных на микроанализаторе "Камека" [1], и расчетные данные, представленные в виде признаков-функций, сформированных из следующих физико-химических характеристик компонентов: 1) линейного коэффициента термического расширения; 2) приведенного поверхностного напряжения; 3) удельного электросопротивления при  $T = 293$  К; 4) термического коэффициента электросопротивления; 5) теплоемкости; 6) теплоты сублимации; 7) плотности; 8) теплоты плавления; 9) приведенного термодинамического потенциала; 10) температуры кипения; 11) температуры плавления; 12) вектора Бюргера (минимального); 13) атомного объема; 14) атомного радиуса; 15) энергии связи; 16) 1-го потенциала ионизации; 17) 2-го потенциала ионизации; 18) радиуса главного максимума внешних орбиталей атомов; 19) электроотрицательности по Полингу.

Для формирования признаков-функций использовались сплавы Al-Mg, Al-Ca, Al-Ti, Al-Cr, Al-Mn, Al-Co, Al-Ni, Al-Cu, Al-Zn, Al-Ge, Al-Zr, Al-Nb, Al-Ag, Al-Cd, Al-Sn, Al-W, Al-Bi и следующее соотношение.

$$\Delta P(n, m) = \left| \frac{P_1(n) - P_2(n, m)}{P_1(n)} \right|,$$

где  $\Delta P(n, m)$  – признаки-функции;  $P_1(n)$  – физико-химические характеристики алюминия;  $P_2(n, m)$  – физико-химические характеристики легирующих элементов.

Изучались две математические одномерные модели видов:

$$y_1 = B_0 + B_1 x ; \quad (1)$$

$$y_2 = \exp \{ B_0 + B_1 x \} , \quad (2)$$

где  $y$  — коэффициент ликвации легирующих элементов;  $x$  — признаки-функции;  $B_0$  — свободный член модели;  $B_1$  — регрессионный коэффициент модели.

Оценка взаимосвязей признаков-функций проводилась с помощью метода регрессионного анализа на ЭВМ ЕС 1022 по вычисленным коэффициентам информативности

$$K_{ij} = |\beta_{ij}| ,$$

где  $\beta_{ij}$  — частный коэффициент корреляции.

Степень существенности взаимосвязей оценивалась с помощью критериев Фишера и Стьюдента.

Как видно из рис. 1, наиболее информативными для коэффициента ликвации являются 6, 10, 11, 15 признаки-функции. Сравнительный анализ вычисленных значений Фишера и Стьюдента с табличными значениями показал, что выделенная группа признаков-функций дает адекватные математические модели даже в одномерном случае. Признаки-функции 1...3, 6...8, 10, 11, 15 относятся к линейной модели вида (1), остальные — к нелинейной вида (2).

Вторая задача решалась для коэффициента распределения легирующих элементов, вычисленного для равновесных условий по соотношению

$$\omega = a/\beta ,$$

где  $a$  — предел растворимости легирующего элемента в твердой фазе;  $\beta$  — критерий сочетания, характеризующий точку эвтектики (перитектики).

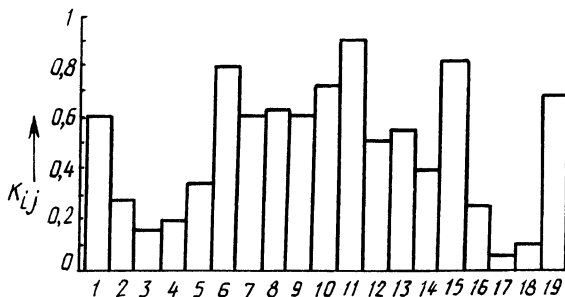


Рис. 1. Изменение степени взаимосвязи между признаками-функциями и коэффициентом ликвации легирующих элементов в алюминиевых сплавах (неравновесные условия кристаллизации)

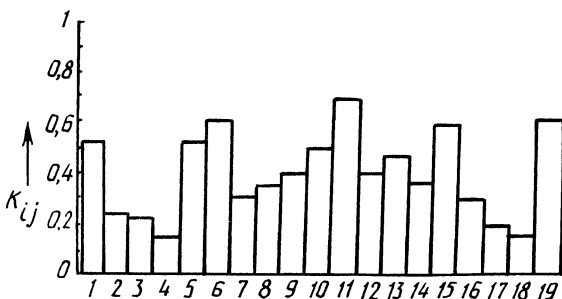


Рис. 2. Изменение степени взаимосвязи между признаками-функциями и коэффициентом распределения легирующих элементов в алюминиевых сплавах (равновесные условия кристаллизации)

Обучающая выборка для решения задачи состояла из систем, использованных в первой задаче. Результаты решения приведены на рис. 2. Признаки-функции 5, 9, 13 относятся к нелинейной модели (2), остальные — к линейной (1). Как видно из рисунка, наиболее информативными являются 6, 10, 11, 15, 19 признаки-функции, т. е. практически выделенная группа признаков-функций совпадает с группой, выделенной при решении задачи для неравновесных условий. Анализ изменения степени взаимосвязи между признаками-функциями и коэффициентами распределения (см. рис. 2) и ликвации (см. рис. 1) показывает, что, несмотря на общность некоторых информативных признаков-функций, имеются отличия в приведенных гистограммах. Это свидетельствует о наличии общих особенностей характера распределения в равновесных и неравновесных условиях кристаллизации.

Таким образом, проведенные исследования показали, что процесс ликвации можно моделировать, применяя модели типа (1) и (2) и используя параметры межзатомного взаимодействия, построенные на основе характеристик энергии связи компонентов, что дает возможность прогнозировать процесс ликвации в сплавах.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Соболев В.Ф., Чичко А.Н. Закономерности формирования микроликвации в двойных сплавах на основе алюминия. — М., 1982. — 6 с. — Деп. в БелНИИНТИ 04.06.82, № 409.

УДК 621.742.4

Н.Д. МЫЛЬНИКОВА, Д.М. КУКУЙ,  
В.А. ЕСЕПКИН, Л.С. ШУМАНСКАЯ

### РЕГЕНЕРИРУЕМОСТЬ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ С МОДИФИЦИРОВАННЫМ СИЛИКАТНЫМ СВЯЗУЮЩИМ

С каждым годом все острее встает проблема регенерации жидкостекольных смесей и повторного их использования в литейных цехах.

Применение полифосфата натрия в жидкостекольном связующем открывает возможность разупрочнения, охрупчивания связки отработанной смеси, а значит, и облегчения очистки песка от пленки связующего. Таким образом, перспективно изучение влияния модифицированного полифосфатом натрия связующего на регенерируемость жидкостекольных смесей.

Наиболее затруднена регенерируемость жидкостекольной смеси, прогретой при заливке металлом до температур, превышающих 800 °С, т. е. во время расплавления силиката натрия и образования его прочного монолита с зернами песка. В связи с этим для исследований была подготовлена смесь из образцов, подвергнутых термообработке при 800–1200 °С.

Эксперименты по регенерации осуществлялись на модели однокамерной оттирочной установки, приготовленной в масштабе 1:10 по отношению к реальной производственной установке. Концентрация водно-песчаной пульпы составляла 50 %.

Очистка песка в оттирочной камере происходит вследствие абразивного взаимодействия зерен, что также вызывает механическое разрушение связующей пленки и интенсифицирует процесс растворения продуктов отверждения вяжущей композиции.

В табл. 1 приводятся сравнительные данные содержания  $\text{Na}_2\text{O}$  в регенерате исследуемых смесей.

Как видно из таблицы, использование жидкостекольного связующего, модифицированного в процессе автоклавного приготовления полифосфатом натрия, облегчает регенерацию жидкостекольных смесей и существенно ускоряет процесс регенерации. Причем с возрастанием содержания полифосфата натрия от 1 до 6 % содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  после 30 мин обработки в оттирочной камере снижается с 0,75 до 0,60 % (табл. 1). Таким образом, увеличение концентрации модификатора интенсифицирует улучшение регенерируемости жидкостекольных смесей.

Модифицированное полифосфатом натрия связующее также оказывает положительное влияние на регенерируемость жидкостекольных смесей, но менее эффективно, чем на смесь для  $\text{CO}_2$ -процесса (табл. 2), что связано с меньшим содержанием полифосфата натрия в связующем для жидкостекольных смесей.

Улучшение регенерации смесей с модифицированным жидким стеклом объясняется тем, что в связующем под влиянием полифосфата натрия при нагреве до температур, превышающих  $400^\circ\text{C}$ , увеличивается количество образующихся фаз (различные модификации кварца, силикофосфаты, силикат нат-

Табл. 1. Содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в регенератах жидкостекольных смесей ( $\text{CO}_2$ -процесс)

Массовая доля полифосфата натрия ( $n = 27$ ) в связующем материале стержней, %	Массовая доля $\text{Na}_2\text{O}$ (%) при продолжительности обработки в оттирочной камере, мин				
	0	10	20	30	40
—	1,16	1,06	1,00	0,88	0,86
1,0	1,16	0,98	0,89	0,78	0,75
1,5	1,16	0,94	0,78	0,70	0,67
3,0	1,15	0,90	0,74	0,63	0,60
6,0	1,15	0,89	0,70	0,60	0,57
Песок ЗК02А	0,51	0,51	0,51	0,51	0,51

Табл. 2. Содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в регенератах жидкостекольных смесей

Массовая доля полифосфата натрия ( $n = 27$ ) в связующем материале, %	Массовая доля $\text{Na}_2\text{O}$ (%) при продолжительности обработки в оттирочной камере, мин				
	0	10	20	30	40
—	1,08	1,00	0,92	0,83	0,80
1,0	1,08	0,95	0,83	0,72	0,69
1,5	1,08	0,90	0,80	0,69	0,65
3,0	1,07	0,90	0,78	0,67	0,64
Песок ЗК02А	0,51	0,51	0,51	0,51	0,51



Табл. 3. Свойства стержневых смесей, отверждаемых углекислым газом и феррохромовым шлаком

Наполнители	Прочность на сжатие, МПа		Осыпаемость, %	
	СО <sub>2</sub>	ЖСС	СО <sub>2</sub>	ЖСС
Исходный песок 3К02А	1,06	0,80	0,5	0,9
Регенерат смеси с жидким стеклом	0,83	0,50	1,9	2,6
Регенерат смеси с модифицированным полифосфатом натрия связующим	0,93	0,76	0,7	1,2
Регенерат смеси с модифицированным 3 % полифосфата натрия связующим	1,02	0,78	0,6	1,0

рия). При охлаждении на границах раздела фаз возникают большие напряжения, которые приводят к охрупчиванию пленок связующего и облегчению очистки песка от них.

Результаты экспериментов (табл. 3) показали, что прочностные свойства жидкостекольных смесей и смесей для СО<sub>2</sub>-процесса, изготовленных с использованием регенерата смесей, содержащих модифицированное полифосфатом натрия жидкое стекло, практически не отличаются от смесей на исходном жидком стекле, что подтверждает высокое качество регенерированных песков.

Таким образом, автоклавное модифицирование жидкого стекла способствует как интенсификации процесса мокрой регенерации жидкостекольных смесей, так и повышению качества регенерата, что дает возможность с высокой эффективностью многократно использовать его в составах смесей, отверждаемых как феррохромовым шлаком, так и СО<sub>2</sub>.

УДК 621.742.4

Д.М. КУКУЙ

### О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕНТГЕНОВСКИХ МЕТОДОВ АНАЛИЗА НАПРЯЖЕНИЙ В ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЯХ

Известно, что прочностные свойства жидкостекольных смесей связаны с когезионной прочностью отвержденной пленки связующего материала, во многом зависящей от внутренних напряжений, возникающих в процессе формирования структуры вяжущей системы.

В работе предпринята попытка изучить внутренние напряжения в отвержденных образцах жидкостекольного связующего материала с помощью рентгеновского метода. Так как образующийся при отверждении жидкого стекла кремнегель аморфен, датчиком напряжений служили кристаллы наполнителя — цеолита, который предварительно тщательно перемещивался с исследуемым связующим в соотношении (по массе) 0,5:1. "Напряженные" образцы готовили в специальных полиэтиленовых оправках диаметром 5 мм. Оправки устанавливали на полированную кварцевую поверхность и заливали в них ис-

следуемую композицию, отверждаемую углекислым газом. Пропиленкарбонат, используемый в качестве отвердителя, вводили непосредственно в жидко-стекольно-цеолитную систему (10 % от массы связующего материала). Рентгенограммы снимались с торцевой плоскопараллельной поверхности отвержденных образцов. Для получения "ненапряженных" образцов приготавливали механическую смесь порошка отвержденного и затем измельченного жидкого стекла с порошком цеолита. Разрыв связей между структурообразующими элементами в ходе перетираания смеси приводит к исчезновению упругих деформаций, вызываемых как макро-, так и микронапряжениями.

Рентгенограммы\* снимали на аппарате ДРОН-2 в  $K_{\alpha}$ -Fe-излучении в диапазоне изменения угла отражения  $\theta = 34..45^\circ$  при следующем режиме: напряжение на трубке 35 кВ, сила тока 18 мА, скорость движения счетчика 0,250 град/мин.

Деформация кристаллической решетки, а следовательно и возникающие напряжения, может быть выражена уравнением

$$\epsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0},$$

где  $d_0$  — межплоскостное расстояние для некоторого семейства атомных плоскостей в недеформированном материале, нм;  $d$  — межплоскостное расстояние для этих же плоскостей в деформированном материале, нм.

Поскольку действие внешней силы вызывает деформирование кристаллической решетки, межплоскостные расстояния уменьшаются или увеличиваются, что приводит к изменению угла дифракции ( $\theta$ ) на рентгенограммах. В связи с этим о наличии напряжений в материале можно судить либо по смещению максимума дифракционной линии, либо по изменению межплоскостных расстояний в фазах, составляющих исследуемые образцы. Для определения

Табл. 1. Результаты рентгеновского анализа модельных систем ЖСС-цеолит ( $m = 2,6$ ), отвержденных  $CO_2$  и пропиленкарбонатом

Отвердитель	$d/d_0$ , нм	Угол отражения $\theta$ , град	Относительная деформация сжатия $\epsilon$ , %	Напряжения $\sigma_{вн}$ , МПа, измеренные консольным методом
Углекислый газ	0,17596/0,17643	33,30	0,266/0	8...8,9
	0,14668/0,14706	41,20	0,258/0	
	0,13750/0,13776	44,68	0,194/0	
Пропиленкарбонат	0,17611/0,17643	33,30	0,178,0	5,4...6,1
	0,14680/0,14706	41,20	0,174/0	
	0,13757/0,13776	44,68	0,131/0	

Примечание. В числителе приведены параметры для "напряженного" образца, в знаменателе — "ненапряженного".

\* Рентгеновский анализ осуществлялся канд. техн. наук Е.Н. Цейгер.

$\Delta d/d_0$  снимались рентгенограммы с "ненапряженного" и "напряженного" образцов.

Как следует из анализа данных, представленных в табл. 1, исследуемые образцы после отверждения находятся в напряженном состоянии. При этом уменьшение межплоскостного расстояния в "напряженных" образцах по сравнению с "ненапряженными" свидетельствует о том, что кристаллы наполнителя – цеолита – сжаты. В "напряженных" образцах наблюдается полная релаксация внутренних напряжений, что свидетельствует об упругом характере деформаций кристаллов цеолита и позволяет по значению  $\epsilon$  оценивать внутренние напряжения, возникающие в структуре отвержденного жидкого стекла. В связующем материале, отвержденном  $\text{CO}_2$ , возникают значительно большие напряжения, чем при отверждении пропиленкарбонатом. Это хорошо согласуется с результатами исследований напряжений консольным методом.

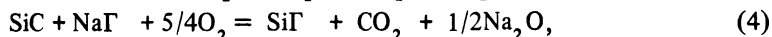
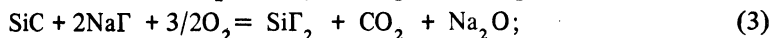
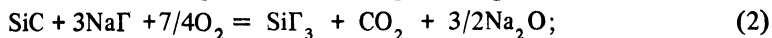
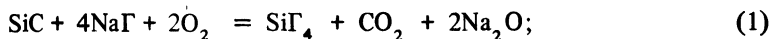
УДК 621.785.5

С.Л. ЗАЯЦ

### ВЛИЯНИЕ АКТИВАТОРОВ НА ПРОЦЕСС НАСЫЩЕНИЯ СТАЛИ КРЕМНИЕМ

Значительная роль при диффузионном насыщении стали из обмазок принадлежит активаторам. Однако химизм процесса насыщения в случае использования в качестве активаторов галогенидов щелочных металлов нуждается в уточнении. На примере силицирования расчетным термодинамическим путем выявим ведущую химическую реакцию при насыщении в обмазке, содержащей карбид кремния и один из активаторов: NaF, NaCl, NaJ, NaBr.

В процессе нагрева в обмазке происходит образование летучих галогенидов кремния:



где  $\Gamma$  – галогенид F, Cl, Br, J.

Анализ результатов расчетов свидетельствует о том, что для активации процесса силицирования в среде, содержащей SiC и Na $\Gamma$ , необходим доступ кислорода в реакционную зону. Экспериментальная проверка подтвердила, что реакции, требующие (по уравнению) присутствия кислорода, в его отсутствие (например, в среде для газовой цементации стали) не протекают и силицирование не происходит.

На основании термодинамических расчетов изменения энергии Гиббса в зависимости от температуры для реакций (1)...(4) при использовании фтористого натрия термодинамически наиболее вероятно образование тетрафторида кремния, затем  $\text{SiF}_3$ ,  $\text{SiF}_2$ ,  $\text{SiF}$  в указанной последовательности.

Протекание реакций (1)...(4) при использовании NaCl возможно во всем исследуемом интервале температур (500...1500 К). При температуре насыщения свыше 1100 К вероятность образования дихлорида и трихлорида наибольшая, поэтому именно их наличие в обмазке будет определять процесс силицирования.

При силицировании в иодидной и бромидной средах (NaI, NaBr) наиболее вероятно образование моно- и дигалогенидов кремния.

Таким образом, процесс насыщения стали кремнием можно осуществлять в обмазках, содержащих SiC и любой из исследуемых активаторов. Для выбора наиболее рациональных сред необходимо провести анализ возможных реакций образования атомарного кремния в результате диссоциации, диспропорционирования и обмена галогенидов кремния. Термодинамический расчет этих реакций показывает, что выбор галогена определяет химизм насыщения. При наличии NaF силицирование проходит преимущественно за счет диспропорционирования ди- и трифторидов кремния. С учетом того, что наиболее вероятно образование иодида и диоксида кремния, силицирование с использованием NaI протекает за счет реакций обмена и диссоциации данных галогенидов. При использовании NaCl первостепенную роль будут играть реакции диспропорционирования и обмена низших хлоридов кремния.

Для определения влияния типа галогена на процесс насыщения стали кремнием эксперименты проводили в смеси, содержащей 0,1 г/моль активатора NaГ (4,2 % NaF; 5 % NaCl; 10,2 % NaBr; 15,5 % NaI) и 55 % SiC, 30 % железной окалины и дополнительно до 100 %  $Al_2O_3$ . После силицирования в течение 3 ч при 1173 К и 1323 К образцов из стали 45 установлено, что толщина диффузионного слоя возрастает с увеличением порядкового номера галогена, т. е. от фтора к иоду. Концентрация кремния на поверхности изделия, по данным микрорентгеноспектрального анализа, наименьшая при наличии в смеси фтористого натрия и самая высокая в случае присадки NaI. Вид галогена оказывает влияние и на структуру образующихся диффузионных слоев, а также на микрогеометрию упрочняемой поверхности. В случае применения NaBr, NaI в слое видны сквозные поры явно не диффузионного происхождения, имеющие вид каналов, которые берут начало на поверхности слоя и оканчиваются иногда в подслоной зоне, вне диффузионного слоя. Наличие этих каналов свидетельствует о протекании обменных реакций между галогенидами кремния и железом. С повышением температуры насыщения роль обменных реакций увеличивается и происходит растравливание поверхности, что отрицательно сказывается на ее микрогеометрии. Хорошее состояние поверхности наблюдается после насыщения с использованием NaF и ухудшается в случае применения других активаторов.

На основании термодинамических расчетов и экспериментальных данных можно сделать вывод, что для силицирования стали целесообразнее использовать фторсодержащие активаторы.

## ВЛИЯНИЕ ЦИНКОСОДЕРЖАЩИХ ШЛАМОВ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ СМЕСЕЙ

Один из наиболее результативных методов, позволяющий снизить трудоемкость выбивки жидкостекольных смесей, основан на введении в их состав различного рода добавок органического и минерального происхождения. Материалы, используемые в качестве добавок для улучшения выбиваемости, являются, как правило, кондиционными продуктами, часто дефицитными и дорогостоящими.

В связи с этим значительный интерес представляют отходы заводов искусственного волокна (цинкосодержащие шламы кордного и штапельного производства), химический состав которых приведен в табл. 1. Шлам кордного производства частично регенерируется для повторного использования цинка, а шламы штапельного производства до сих пор не утилизируются.

Введение в состав жидкостекольной смеси 0,5...2,5 % (по массе) добавки шлама позволяет улучшить ее физико-механические свойства. Составы смесей указаны в табл. 2.

Как видно из табл. 3, шламы позволяют существенно снизить трудоемкость выбивки жидкостекольных смесей даже по сравнению со смесью, в которой в качестве разупрочняющей добавки применяется сланцевый порошок, хорошо зарекомендовавший себя на ряде заводов (каунасский завод "Центролит" Минстанкопрома, Минский завод автоматических линий, гомельский завод "Центролит"). Причем, если шламы кордного производства значительно улучшает выбиваемость смесей при их прогреве до температуры 800 °С, то шламы штапельного производства существенно снижает трудоемкость выбивки при более высоких температурах, что характерно для процессов получения толстостенных чугунных или стальных отливок. Различия в характере действия шламов на разупрочнение смесей, прогретых до температур 800 и 1100 °С, связано с их химическим составом и в первую очередь с содержанием органической части.

Кроме отмеченного улучшения выбиваемости, добавки шламов, как это следует из данных табл. 3, приводят к повышению прочностных свойств смесей, что, во-первых, способствует улучшению качества получаемых отливок, а во-вторых, дает возможность на 15...20 % сократить расход связующего материала.

Использование цинкосодержащих шламов кордного и штапельного производства в литейных цехах позволит их утилизировать, что существенно снизит расходы предприятий по производству искусственного волокна на содержание шламонакопителей и позволит улучшить условия окружающей среды.



Табл. 3. Показатели физико-механических свойств смесей

Физико-механические свойства смесей	Номер смеси в соответствии с табл. 2									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Прочность на растяжение после продувки углекислым газом, МПа	0,25...0,30	0,35...0,45	0,42...0,50	0,32...0,40	0,25...0,30	0,25...0,35	0,35...0,41	0,30...0,34	0,27...0,31	0,35...0,42
Газотворность, см <sup>3</sup> /г	3,2...3,6	3,8...4,0	4,1...4,4	4,5...4,7	5,0...5,5	3,5...3,8	4,0...4,4	4,0...4,7	4,8...5,2	6,0...6,5
Работа выбивки после прогрева при $t = 800$ °С, Дж	180...220	17,0...28,0	15,4...25,0	9,2...17,0	9,0...15,0	26,0...30,0	20,0...26,0	20,0...22,0	20,0...22,0	29,4...49,0
Работа выбивки после прогрева при $t = 1100$ °С, Дж	180...190	140...170	140...150	90...120	70...80	60...80	25,0...30,0	20,0...25,0	20,0...25,0	140...180

## СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ТИПА 5ХНМ, ЛЕГИРОВАННЫХ ВАНАДИЕМ, ТИТАНОМ, БОРОМ И АЛЮМИНИЕМ

В настоящее время при изготовлении штампов для крупносерийного производства используется преимущественно сталь 5ХНМ. Достоинствами ее являются достаточно высокие пластичность и ударная вязкость при удовлетворительной прочности. Однако наряду с этим сталь характеризуется невысокой теплостойкостью, что ограничивает возможность ее применения в условиях интенсификации производства. Кроме того, сталь 5ХНМ имеет неудовлетворительную прокаливаемость.

Для повышения теплостойкости и прочности стали 5ХНМ при сохранении высокой ударной вязкости, а также для повышения износостойкости и теплостойкости азотированного слоя сталь легировали ванадием, титаном, бором и алюминием в различных сочетаниях. В работе использовался метод математического планирования. Выплавку сталей осуществляли в соответствии с матрицей планирования типа  $2^{5-2}$ .

Исследования показали, что использованный комплекс легирования позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики сталей. Стали, содержащие ванадий, склонны к вторичному твердению после отпуска 550...600 °С, с повышением температуры закалки твердость после отпуска 600 °С достигает 52 HRC<sub>3</sub>. Стали, содержащие ванадий и алюминий, обладают высокой отпускостойчивостью (40 HRC<sub>3</sub> после отпуска 680 °С) и теплостойкостью (45 HRC<sub>3</sub> после дополнительного нагрева в течение 4 ч при температуре 640 °С). Стали, содержащие ванадий, титан, алюминий и бор, кроме высокой теплостойкости и прочности, имеют достаточно высокую ударную вязкость.

Можно отметить положительное влияние бора на твердость сталей в горячем состоянии. Так, стали, содержащие ванадий и бор, имеют наибольшую твердость при температуре испытаний 600 °С, равную 1,7 ГПа.

Исследование азотированных слоев показало, что максимальное влияние на их теплостойкость оказывают алюминий, титан. Можно отметить положительное влияние бора. Причем с повышением температуры испытаний влияние бора на теплостойкость азотированного слоя возрастает. Так, к примеру, микротвердость азотированного слоя сталей после нагрева до 640 °С в течение 4 ч составляет 10...12 ГПа.

Таким образом, в результате легирования стали 5ХНМ ванадием, титаном, бором и алюминием можно получить экономнолегированную сталь, которая по своим свойствам не уступает сталям с большим содержанием легирующих элементов, таким как 4Х5МФС и 4Х5В2ФС.



## РЕЖИМЫ АЗОТИРОВАНИЯ С ОКИСЛЕНИЕМ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

Для повышения стойкости горячепрессового инструмента перспективной является ХТО, в частности азотирование с последующим окислением, позволяющее надежно уменьшить вероятность образования в диффузионном слое охрупчивающих высоконитридных фаз при значительном снижении расхода насыщающего газа [1].

С целью разработки оптимальных режимов азотирования с окислением стандартных сталей 4Х5В2ФС, 3Х2В8Ф и экспериментальной 45Х2В2М2ФСЮТ (ФТА-3) изучены фазовый состав и микротвердость их диффузионных слоев после ХТО по четырем режимам, отличающимся температурой азотирования (520...550 °С), температурой стадий окисления (двухступенчатой выдержки без подачи аммиака при 620...640 и 520...550 °С), а также длительностью этих процессов. В табл. 1 представлен фазовый состав поверхностных слоев в порядке увеличения температуры или длительности операций азотирования и окисления. Дифрактограммы сняты на аппарате ДРОН-3,0 в монохроматизированном  $Co-K_{\alpha}$ -излучении. Относительное содержание фаз устанавливали по соотношению интенсивностей сильных линий, характерных для каждой из указанных фаз. Распределение микротвердости  $H$  по толщине  $h$  диффузионных слоев определено по ГОСТ 9450-76 при нагрузке 0,981 Н (рис. 1).

Азотирование сталей 4Х5В2ФС и 3Х2В8Ф по режиму 1 (кривые 1 и 4) создает на их поверхности слой, основу которых составляют  $\gamma'$ -фаза на базе нитрида  $(FeM)_4N$ . При азотировании стали ФТА-3 по режиму 1 (кривая 7), содержащей в  $\alpha$ -твердом растворе дополнительно активные нитридообразующие элементы — титан, алюминий, молибден, значительная часть диффундирующего азота расходуется на образование в матрице насыщенной азотом  $\alpha(N)$ -фазы дисперсных включений нитридов и карбонитридов, не выявляемых рентгенографически. При этом в структуре поверхностного слоя стали ФТА-3 образуется значительно меньше  $\gamma'$ -фазы, чем в первых двух сталях. При повышении температуры второй стадии окисления и ее продолжительности увеличивается содержание оксидов в поверхностном слое (режим 2, кривые 2, 5, 8), а при дальнейшем повышении температуры окисления (режим 3, кривые 3, 6, 9) или длительности стадии (режим 4) происходит диссоциация  $\gamma'$ -фазы с образованием высоконитридных  $\epsilon$ - и  $\xi$ -фаз.

Чем выше температура или длительность окисления азотированных сталей, тем более резко снижается уровень микротвердости диффузионных слоев и уменьшается их толщина, что связано с коагуляцией дисперсных нитридных фаз, а также с уменьшением содержания  $\gamma'$ -фазы, которая характеризуется повышенной твердостью [2]. Образование высокотвердых и теплостойких нитридов легирующих элементов в стали ФТА-3 обеспечивает значительно большую стабильность свойств диффузионных слоев по их глубине при повышении температуры окисления (кривые 7, 8), чем в первых двух сталях (кривые 1 и 2, 4 и 5).

Табл. 1. Фазовый состав поверхностных слоев азотированных сталей

Ре- жим ХТО	Сталь		
	4X5B2ФС	3X2B8Ф	45X2B2M2ФСЮТ (ФТА-3)
1	$\gamma > \text{Fe}_3\text{O}_4 > \alpha(\text{N}) > \text{Fe}_2\text{O}_3$	$\gamma' > \text{Fe}_3\text{O}_4 > \alpha(\text{N}) > \text{Fe}_2\text{O}_3$	$\alpha(\text{N}) \geq \text{Fe}_3\text{O}_4 > \gamma' > \text{Fe}_2\text{O}_3$
2	$\text{Fe}_3\text{O}_4 > \gamma' > \alpha(\text{N}) > \text{Fe}_2\text{O}_3$	$\text{Fe}_3\text{O}_4 > \gamma' > \alpha(\text{N}) > \text{Fe}_2\text{O}_3$	$\alpha(\text{N}) \sim \text{Fe}_3\text{O}_4 > \text{Fe}_2\text{O}_3 \sim \gamma'$
3	$\alpha(\text{N}) >> \text{Fe}_3\text{O}_4 > \text{Fe}_2\text{O}_3 >> \gamma'$	$\text{Fe}_3\text{O}_4 > \alpha(\text{N}) > \text{Fe}_2\text{O}_3 > \gamma'$	$\alpha(\text{N}) > \text{Fe}_3\text{O}_4 > \text{Fe}_2\text{O}_3 > \epsilon > \gamma'$
4	$\alpha(\text{N}) > \text{Fe}_3\text{O}_4 > \text{Fe}_2\text{O}_3 > \xi$	$\alpha(\text{N}) > \text{Fe}_3\text{O}_4 > \text{Fe}_2\text{O}_3 > \epsilon$	$\alpha(\text{N}) >> \text{Fe}_3\text{O}_4 > \text{Fe}_2\text{O}_3 > \gamma'$

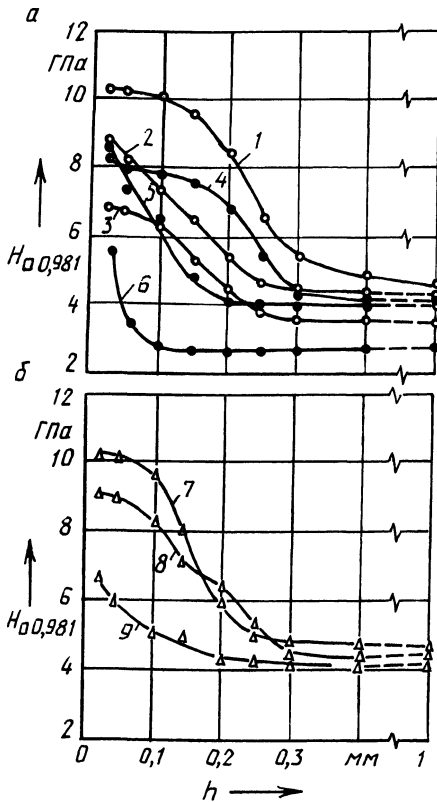


Рис. 1. Распределение микротвердости по толщине диффузионных слоев:

*a* — стандартные стали 3X2B8Ф (кривые 1, 2, 3) и 4X5B2ФС (кривые 4, 5, 6);  
*б* — экспериментальная сталь 45X2B2M2ФСЮТ (кривые 7, 8, 9)

Таким образом, азотирование с последующим окислением исследованных сталей способствует образованию на их поверхности защитных оксидных пленок, обеспечивая преимущественную диффузию азота в глубь металла. Постепенное снижение микротвердости по глубине диффузионных слоев до 0,25... 0,3 мм без образования высококонцентрированных охрупчивающих фаз для сталей 4X5B2ФС и 3X2B8Ф достигается при ограничении температур азотирования и второй стадии окисления до 520 °С (режим 1). Для экспериментальной стали ФТА-3 можно рекомендовать диапазон температур этих стадий 520...550 °С (режимы 1, 2). Повышенная теплоустойчивость и стабильность структуры азотированных слоев стали ФТА-3 позволяют ее использовать при создании инструментов горячего деформирования вместо сталей типа 3X2B8Ф. Рекомендуемые режимы азотирования с окислением для указанных сталей внедрены на предприятиях различных отраслей промышленности.

## ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. 945244 СССР. Способ азотирования / Е.И. Понкратин и др. – Оpubл. в Б. И., 1982, № 27. 2. Л а х т и н Ю.М., К о г а н Л.Д. Азотированные стали. – М.: Машиностроение, 1976. – 256 с.

УДК 621.74:658.382

А.М. ЛАЗАРЕНКОВ, Л.П. ФИЛЯНОВИЧ

### ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ МИКРОКЛИМАТА В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

Одним из факторов, характеризующих условия труда в литейных цехах, является микроклимат воздушной среды рабочей зоны, который определяется совокупностью следующих параметров: температура воздуха ( $t$ , °С), его относительная влажность ( $W$ , %) и скорость движения ( $v$ , м/с), интенсивность тепловых излучений ( $Q$ , Вт/м<sup>2</sup>). Поскольку параметры наружного воздуха оказывают влияние на параметры микроклимата рабочих мест, то целесообразно было произвести анализ корреляционной зависимости между этими параметрами с использованием методов математической статистики. Для этой цели на каждом рабочем месте литейного цеха проводилась серия измерений в холодный и теплый периоды года. Для исследования корреляционной зависимости между параметрами микроклимата рабочих мест цеха и параметрами наружного воздуха выборочно была взята совокупность вышеприведенных параметров и на их основе построена матрица исходных данных. Затем с помощью ЭВМ ЕС-1035 была рассчитана матрица взаимных корреляций между параметрами метеоусловий.

Как известно, коэффициент корреляции принимает значения 0...1 и характеризует степень взаимосвязи и влияния друг на друга рассматриваемых параметров. Чем ближе значения коэффициента корреляции к единице, тем сильнее связь между параметрами. Матрица взаимных корреляций, полученная в результате расчета, приведена в табл. 1. Наибольшие значения коэффициента корреляции выявлены между параметрами  $t:t_H$ ;  $t:W_H$ ;  $t:v_H$ . Это свидетельствует о том, что параметры микроклимата рабочих мест всех участков литейно-

Табл. 1. Значения коэффициентов корреляции

Участок цеха	Коэффициент корреляции при		
	$t : t_H$	$t : W_H$	$t : v_H$
Стержневой	0,76...0,89	0,38...0,44	0,44...0,68
Цветного литья	0,72...0,94	0,49...0,57	0,32...0,47
Литья под давлением	0,56...0,9	0,68...0,69	0,64...0,76
Формовочный	0,68...0,98	0,29...0,43	0,51...0,7
Плавильно-заливочный	0,72...0,76	0,42...0,48	0,43...0,64
Обрубочно-очистной	0,67...0,85	0,27...0,33	0,46...0,63
Шихтовой двор	0,71...0,9	0,39...0,46	0,21...0,23

го цеха испытывают сильное влияние параметров наружного воздуха, особенно это характерно для температуры.

Полученные данные свидетельствуют о том, что в литейном цехе не были приняты меры по стабилизации микроклимата рабочих мест. Поэтому при увеличении скорости движения наружного воздуха в помещениях цеха появляются сквозняки, при жаркой погоде в цехе душно, а в зимний период холодно. Все это приводит к снижению работоспособности и к росту простудных заболеваний.

Несмотря на наличие в цехе источников тепловых излучений, влияние их на микроклимат участков цеха незначительно (максимальные значения  $K = 0,35 \dots 0,38$ ) и сказывается лишь на отдельных рабочих местах (плавильщиков, заливщиков).

Результаты проведенного исследования показывают, что использование математического аппарата корреляционного анализа позволяет выявить и оценить связи между рассматриваемыми параметрами. Это дает возможность разработать конкретные мероприятия, направленные на улучшение микроклимата рабочих мест литейного цеха.

*УДК 621.74:658.382*

**А.М. ЛАЗАРЕНКОВ**

## **ОСНОВНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ОХРАНЫ ТРУДА В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

В Основных направлениях экономического и социального развития СССР на 1986–1990 годы и на период до 2000 года сказано, что необходимо создавать более благоприятные условия для высокоэффективного труда, улучшать санитарно-гигиенические условия и технику безопасности, шире внедрять малоотходные и безотходные технологические процессы, исключаящие или существенно снижающие вредное воздействие на окружающую среду. Это в значительной степени относится к литейному производству.

В СССР свыше 550 тыс. рабочих-литейщиков изготавливают более 25 млн т отливок в год [1], из них около 80 % получают в песчаных формах.

Для изготовления форм и стержней ежегодно расходуется около 25 млн т формовочных песков, причем их потребление растет в связи с увеличением производства отливок [2]. При производстве 1 т отливок в разовые песчаные формы потребляется в среднем до 1,5 т свежих формовочных материалов. Стоимость их колеблется от 10 до 20 руб. и более за 1 т, в зависимости от дальности перевозок [3]. Оборот формовочных материалов в литейных цехах при различных условиях производства составляет 5...12 т на 1 т годных отливок в виде исходных материалов, свежих и отработанных формовочных и стержневых смесей и отвальных отходов. В среднем в отход идет 1,2...1,6 т смеси на 1 т годных отливок [3], что дает около 30 млн т отвальных смесей, вывозимых на свалки, расположенные в десятках километров от предприятий и занимающие значительные земельные площади. Наиболее рациональный и ре-

альный путь сокращения отходов формовочных материалов и расхода природного кварцевого песка — это регенерация отработанных формовочных и стержневых смесей. Однако в настоящее время в литейных цехах повторно используется только около 30 % отработанной смеси, а в большинстве цехов регенерация практически не применяется.

По-прежнему острой проблемой в литейном производстве остается неудовлетворительное состояние воздушной среды. Получение отливок в основном в разовых песчаных формах и химизация литейного производства приводят к тому, что запыленность и загазованность воздушной среды производственных помещений нередко превышает допустимые санитарные нормы. Концентрация пыли на стержневом и формовочном участках превышает предельно допустимые концентрации (ПДК) в 2...10 раз, на плавильном — в 2...5, в смесеприготовительном отделении в 5...15, в термообрубном — в 10...20, при транспортировке горелой земли — в 13...25 раз. Такое положение обуславливается несовершенством технологических процессов, недостаточной эффективностью работы систем вентиляции и обеспыливания воздуха. Это создает потенциальную опасность возникновения профессиональных заболеваний, вероятность которых возрастает при сопутствующем воздействии и таких факторов, как тяжелая физическая нагрузка, микроклимат, приводящий к переохлаждению организма, раздражающие газы (оксиды азота, сернистый ангидрид, формальдегид, акролеин), оксид углерода, фенол и др. Анализ загазованности воздушной среды рабочих мест показал, что содержание оксида углерода превышает ПДК в 1,5...2,5 раза, фенола — в 2...5, формальдегида — в 1,6...3, акролеина — в 3...10 раз.

Неблагоприятно воздействующими на работающих в литейных цехах факторами являются шум и вибрация. Исследования показывают, что их параметры для основных видов оборудования (формовочные и стержневые машины, выбивные решетки, дробетные и галтовочные барабаны, рубильные молотки) превышают санитарные нормы. Уровень звукового давления выше нормируемого на 15...30 дБ, что особенно характеризует формовочные, выбивные и обрубочно-очистные машины. Так, уровень звукового давления формовочных встряхивающих машин превышает допустимый на 5...15 дБ, пескометов — на 5...13, выбивных решеток — на 14...30, галтовочных барабанов — на 12...15, рубильных молотков — на 10...16 дБ. Одновременно отмечается превышение допустимых значений виброскорости в 3...4 раза при работе пневмотрамбовкой, в 5...6 раз у оператора пескомета, в 2...6 при работе рубильным молотком и в 1,5...2 при использовании подвесных пневмонаждаков, а при работе выбивных решеток превышает допустимую виброскорость в 1,5...2 раза.

Результаты исследований освещенности литейных цехов показали, что фактические ее уровни ниже нормируемых в 3...7 раз.

Таким образом, условия труда в литейном производстве продолжают оставаться причиной наиболее распространенных профессиональных заболеваний: пневмокониоза, хронического пылевого бронхита, неврита слухового органа, вибрационной болезни и др. Повышенные температуры на многих рабочих местах, значительные тепловые излучения при движении холодного воздуха приводят к частым простудным заболеваниям. Повышенная утомляемость работающих в литейных цехах способствует возникновению травмопасных ситуаций. Данные о неблагоприятных факторах производственной

среды взаимосвязаны с количеством несчастных случаев. Так, наибольшее число несчастных случаев приходится на обрубщиков, формовщиков, плавильщиков, заливщиков, на рабочих местах которых уровни производственных факторов превышают допустимые нормы. Неблагоприятные условия труда служат также причиной неудовлетворенности рабочих условиями труда, текучести кадров, падения престижности ряда профессий.

Таким образом, научно-технический прогресс в литейном производстве должен осуществляться с учетом экологических факторов развития производства, на основе широкого распространения малоотходных и безотходных технологий, снижения загрязнения окружающей среды.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. О н у ф р и е в И.А. Состояние и перспективы развития технологии и техники в литейном производстве, обеспечивающие безопасные условия труда и защиту окружающей среды // Санитарно-гигиенические и экологические проблемы в литейном производстве. — М.: ВЦНИИОТ, 1981. — С. 15–24, 2. Перспективы использования обогащенных кварцевых отходов ПО "Фосфорит" в качестве формовочных песков / И.Г. Ясковский и др. // Литейн. пр-во. — 1982. — № 3. — С. 7. 3. Г у р е в и ч В.А., М а м и н а Л.И., С т о р о ж е в а Л.А. Эффективное использование минерального сырья в литейном производстве// Литейн. пр-во. — 1982. — № 5. — С. 25–26.

УДК 669.14.018

О.С. КОМАРОВ, Н.И. УРБАНОВИЧ,  
Л.П. ДЕМИДЧИК

### УЛУЧШЕНИЕ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ РЕЗАНИЕМ ИЗНОСОСТОЙКОГО ЧУГУНА

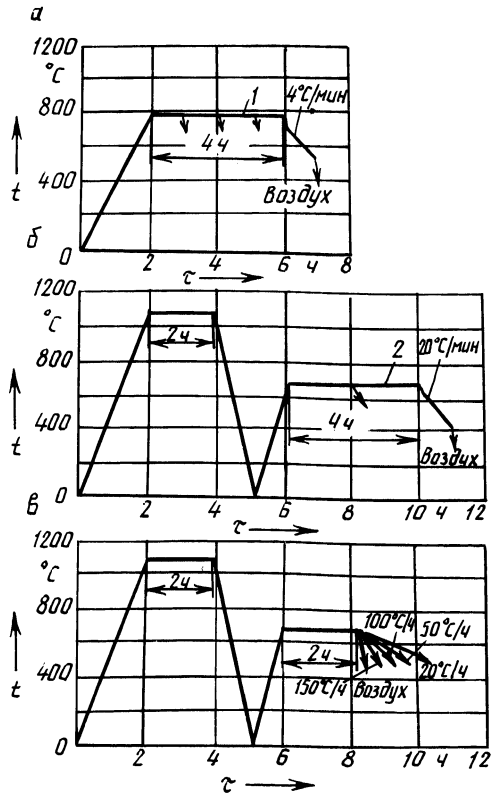
Одной из основных причин недостаточного использования в промышленности износостойких высокохромистых чугунов является их неудовлетворительная обрабатываемость резанием. Это объясняется особенностями структуры чугуна и их довольно высокой твердостью 49...57 HRC<sub>3</sub>.

В настоящей работе рассмотрена возможность улучшения обрабатываемости чугуна за счет снижения твердости исходного материала, в качестве которого был выбран чугун марки ИЧ250Х28ГЗ. Этот материал является наиболее перспективным по совокупности прочностных и технологических характеристик. Его использовали для отливки таких деталей, как гильза растворонасоса, применение которых невозможно без чистовой механической обработки.

Улучшение обрабатываемости чугуна ИЧ250Х28ГЗ за счет подбора режима термической обработки должно способствовать его внедрению в производство.

Известно, что в литом состоянии структура высокохромистого чугуна состоит из эвтектических карбидов и металлической основы, являющейся смесью мартенсита, аустенита и продуктов распада последнего. Карбиды хрома устойчивы до температур плавления, и термическая обработка не может существенно повлиять на их твердость. Металлическая основа должна включать максимум продуктов распада аустенита, так как мартенсит не обрабатывается

Рис. 1. Режимы термической обработки образцов из высокохромистого чугуна: а – I этап; б – II этап; в – при охлаждении заготовки; 1 – при температурах 850, 950, 1050, 1100, 1150, 1200 °С; 2 – 500, 650, 700, 750, 800, 850 °С



из-за высокой твердости, а аустенит – вследствие высокой вязкости и склонности к наклепу.

В связи с этим термическая обработка должна состоять из двух этапов. В ходе первого этапа необходимо превратить исходную литую структуру металлической основы (мартенсит + аустенит + перлит) в гомогенный аустенит и добиться максимального растворения в нем карбидов. В ходе второго этапа должны быть определены условия, максимально благоприятствующие распаду аустенита по перлитной схеме.

С целью выбора оптимальных температуры и продолжительности процесса гомогенизации аустенита проведена серия экспериментов, в ходе которых образцы одной плавки с размерами 10×10×30 мм после предварительного меднения с целью уменьшения окисления их поверхности нагревали с печью до заданных температур, выдерживали в течение 1, 2, 3 и 4 ч, затем перекладывали в другую печь с температурой 800 °С, охлаждали в ней со скоростью 4 °С/мин до 600 °С и затем извлекали на воздух. Температура выдержки и режимы охлаждения показаны на рис. 1, а .

Для проверки полноты четырехчасовой гомогенизации образцы выдерживали при температурах 1050 и 1150 °С в течение 8 ч. Различий в твердости и содержании остаточного аустенита в образцах, выдержанных в течение 4 и 8 ч, не обнаружено.

Табл. 1. Твердость образцов после термической обработки

Температура отжига, °С	HRC <sub>3</sub> после выдержки в течение (ч)				
	1	2	3	4	8
	Первый этап				
850	$\frac{54^*}{25}$	55	54	$\frac{55}{18}$	
950	65	55	55	57	
1050	58	58	58	58	58
1100	58	57	56	55	
1150	$\frac{53}{72}$	$\frac{52}{72}$	51	$\frac{51}{75}$	
1200	47	47	45	46	
	Второй этап				
500		54		54	
650		41		41	
700		41		42	
750		42		43	
800		46		49	
850		53		56	

\* В знаменателе приведены данные по содержанию аустенита.

Критерием при выборе температуры и продолжительности первого этапа термообработки являлась твердость образцов после охлаждения и содержание в них остаточного аустенита.

На втором этапе образцы подвергались обработке по режиму первого этапа, обеспечивающему минимум их твердости (рис. 1, б). Их нагревали до 1150 °С, выдерживали в течение 2 ч и охлаждали с печью. Затем по два образца нагревали до указанных на рис. 1, б температур, выдерживали 2 и 4 ч и помещали в печь с температурой 650 °С, в которой они охлаждались со скоростью 20 °С/мин до 500 °С, а затем извлекались на воздух.

С целью проверки влияния скорости охлаждения на остаточную твердость образцов их подвергали обработке по оптимальному режиму первого и второго этапов, а затем охлаждали с различной скоростью в интервале температур 750...500 °С и в дальнейшем на воздухе (рис. 1, в). При скорости охлаждения 20 °С/ч получали твердость 42 HRC<sub>3</sub>, 50 °С/ч – 43 HRC<sub>3</sub>, 100 и 150 °С/ч – 44 HRC<sub>3</sub>.

Результаты экспериментов сведены в табл. 1, где показана твердость образцов после первой и второй стадий отжига. Исходная твердость образцов в литом состоянии составляет 49 HRC<sub>3</sub>. Содержание остаточного аустенита в некоторых образцах проверяли на установке ДРОН-3.

Данные, приведенные в таблице, позволяют сделать следующие выводы:

1. С повышением температуры первой стадии отжига твердость образцов вначале растет, а затем, начиная с 1150 °С, падает.

2. Повышение температуры первой стадии ведет к увеличению содержания остаточного аустенита в металлической основе, т. е. выполняется задача первой стадии – устранение мартенсита.



3. Выдержка образцов свыше 3...4 ч на первой стадии нецелесообразна, так как она не ведет к изменениям в структуре.

4. Минимум твердости образцов наблюдается при температуре второй стадии отжига, близкой к критической (650...700 °С).

5. Рост скорости охлаждения образцов после их выдержки при оптимальной температуре второй стадии приводит к некоторому повышению их твердости.

6. Оптимальный режим отжига: нагрев с печью до 1150 °С – выдержка 3...4 ч – охлаждение с печью – нагрев до 650...700 °С – выдержка 2 ч – охлаждение со скоростью 20 °С/ч до 500 °С – охлаждение на воздухе.

При таком режиме отжига получаемая структура состоит из эвтектических карбидов и металлической основы в виде зернистого перлита, что позволяет увеличить скорость обработки деталей из данного чугуна резцом ВК8 в 3...4 раза.

УДК 621.746

Р.И. ЕСЬМАН, В.М. КАЙНОВ,  
А.И. НОВИКОВ, Ю.П. ЯРМОЛЬЧИК

## МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ШИРОКОИНТЕРВАЛЬНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Для расчета процесса затвердевания сплава необходимо знать его термодинамические характеристики, изменяющиеся в интервале кристаллизации (удельную теплоту кристаллизации, удельную теплоемкость, коэффициент теплопроводности и т. д.). Для многокомпонентных сплавов ввиду отсутствия соответствующих диаграмм состояния расчет термодинамических характеристик невозможен, поэтому необходимо использовать экспериментальные данные. Метод экспериментального определения термодинамических характеристик широкоинтервальных сплавов изложен в работе [1]. На рис. 1 представлена зависимость эффективной спектральной теплоты кристаллизации от температуры для жаропрочного литейного алюминиевого сплава АЛ 19 (5,28% Cu, 0,78% Mn, 0,08% Ti, 0,08% Fe, 0,07% Si, Al – остальное). Программа для расчета аппроксимирующих зависимостей на ЭВМ по методу наименьших квадратов приведена в работе [2]. Эффективная спектральная теплота кристаллизации

$$\tilde{c}(T) = r_{\text{сп}}(T) + c(T),$$

где  $r_{\text{сп}}$  – спектральная теплота кристаллизации,  $r_{\text{сп}} = dr/dT$ , Дж/(кг·К);  $r$  – истинная удельная теплота кристаллизации, Дж/кг;  $c$  – истинная удельная теплоемкость сплава, Дж/кг.

Таким образом, по физическому смыслу величину  $\tilde{c}$  можно рассматривать как эффективную удельную теплоемкость сплава при температуре  $T$ . Величина  $\tilde{c}$  является расчетным параметром при решении задачи о затвердевании отливок из широкоинтервальных сплавов, которая сводится к решению квазилинейного дифференциального уравнения теплопроводности в интервале тем-

ператур кристаллизации (применительно к цилиндрической отливке)

$$c(T)\rho(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[ \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right] \quad (1)$$

с соответствующими краевыми условиями. Значения термофизических коэффициентов  $\lambda(T)$ ,  $c(T)$ ,  $\rho(T)$  изменяются на контактных поверхностях соответствующих границ стержня и отливки, отливки и покрытия (краски), краски и металлической формы. Причем краска рассматривается как слой с нулевой теплоемкостью.

Изменение температуры по радиусу  $r$  в каждом элементе системы стержень—краска—отливка—покрытие—форма (рис. 2) описывается дифференциальным уравнением

$$c_i(T_i) \rho_i(T_i) \frac{\partial T_i(r_i)}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[ r \lambda(T_i) \frac{\partial T_i(r, \tau)}{\partial r} \right],$$

где для стержня  $i = 1$ , для краски  $i = 2, 4$ , для отливки  $i = 3$ , для металлической формы  $i = 5$ .

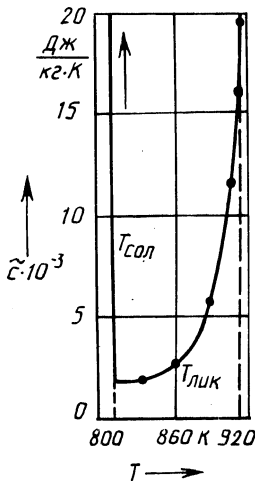


Рис. 1. Зависимость эффективной спектральной теплоты кристаллизации от температуры

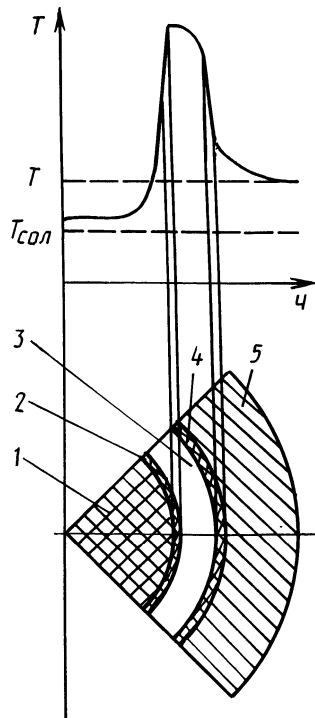


Рис. 2. Распределение температуры по сечению цилиндрической отливки и формы

Уравнение для покрытия (краски) введено с целью получения идентичных условий теплового сопряжения на границе слоев и имеет вид для  $i = 2,3$

$$\lambda_i(T_i) \frac{\partial T_i}{\partial r} = \lambda_{i-1}(T_{i-1}) \frac{\partial T_{i-1}}{\partial r} \quad \text{при } r = R_i, \quad (2)$$

где  $R_i$  — радиус сопряжений  $i$ -го и  $(i-1)$ -го слоев.

Для отливки решается уравнение (1) с учетом характера распределения теплоты кристаллизации, зависящего от конкретных свойств сплава, в интервале  $\Delta T_{\text{кр}}$ .

Уравнение (2) показывает, что на границе слоев претерпевают разрыв только первые производные. Этот факт дает возможность рассматривать совокупность граничных тел (стержень, краска, отливка, покрытие, металлическая форма) как одно тело с теплофизическими свойствами, зависящими от температуры и координаты.

Поставленная задача решается численными методами (методом сеток) на ЭВМ. Метод сеток для решения задач такого класса изложен в работе [2].

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. — М.: Машгиз, 1960. — 435 с.
2. Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Шуб Л.И. Расчеты процессов литья. — Минск: Выш. шк., 1977. — 252 с.

УДК 621.746

Н.П. ЖВАВЫЙ, Н.П. ЖМАКИН,  
Е.В. КРАВЧЕНКО

### ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВА НА КАЧЕСТВО ОТЛИВОК ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

Наиболее известной диаграммой для прогнозирования структуры чугуновых отливок, получаемых при различных условиях литья, является структурная диаграмма Баландина—Вейника [1]. С ее помощью можно решать задачи выбора параметров технологического процесса литья чугуновых отливок, обеспечивающего получение заданной структуры. Однако применение этой структурной диаграммы ограничено, так как в ней не учитывается влияние модифицирования расплава на структуру чугуновых отливок.

Для расширения зоны использования структурной диаграммы были проведены экспериментальные исследования по влиянию некоторых широко используемых в промышленности модификаторов на процесс формирования структуры отливок из серого чугуна.

В экспериментах использовался серый чугун различного химического состава с суммарным содержанием С и Si от 5,2 до 5,8 % (по массе). Скорость затвердевания отливок и изменялась от 0,3 до 3 мм/с за счет изменения интенсивности теплообмена на поверхности отливки. В качестве модификаторов применялись лигатуры ФС30РЗМ30Б, СБ20, ФС75. Их массовая доля состав-

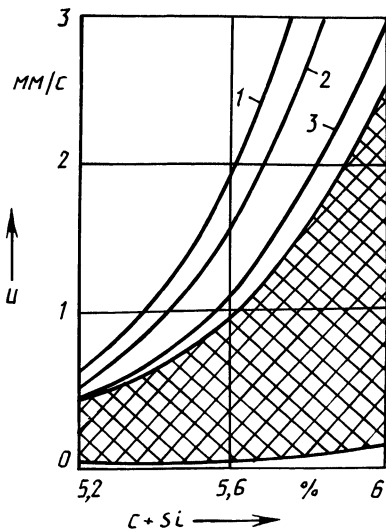


Рис. 1. Влияние модифицирования расплава на расширение перлитно-ферритной зоны структурообразования серого чугуна

лята 0,1 % от массы жидкого металла. Модификатор вводился в разливочный ковш непосредственно перед заливкой расплава в форму.

Результаты экспериментальных исследований представлены на рис. 1. Заштрихованная область соответствует перлитно-ферритной зоне структурообразования немодифицированного серого чугуна согласно структурной диаграмме Баладина-Вейника. Экспериментальные кривые показывают расширенную область перлитно-ферритной зоны при использовании лигатур: 1 — ФС30 РЗМ30Б; 2 — СБ20; 3 — ФС75. Введение в расплав лигатуры ФС75 позволило несколько расширить область получения отливок из серого чугуна с перлитно-ферритной структурой. Введение в расплав лигатуры ФС30 РЗМ30Б обеспечило получение отливок без отбела при значительных скоростях затвердевания.

Модифицирование расплава лигатурами на базе редкоземельных и щелочных металлов дает возможность более широко использовать металлические формы для получения тонкостенных отливок из серого чугуна без отбела и с высокими механическими свойствами.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Баладин Г.Ф. Основы теории формирования отливки. — М: Машиностроение, 1976. — Ч. 1. — 328 с.

УДК 621.762

А.С. КАЛИНИЧЕНКО, А.Н. АБРАМЕНКО,  
М.А. АНТОНЕВИЧ, Э.Д. СЫЧИКОВ

#### ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НЕКОТОРЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Процессы сверхбыстрого охлаждения расплавов, в том числе закалка из жидкого состояния, позволяют за счет больших переохлаждений перед кристаллизацией получать материалы с мелкокристаллической (в пределе — аморфной) структурой, расширять области их твердой растворимости, фиксировать метастабильные фазы. Все это обеспечивает значительное улучшение физико-механических свойств изделий [1], получаемых из этих материалов.

Анализ вопроса получения новых материалов показывает, что к одним из наиболее перспективных относятся сплавы систем алюминий—железо и алюминий—хром—цирконий [2].

В настоящей работе рассматриваются некоторые особенности микроструктур тонких алюминиевых лент (толщиной от  $80 \cdot 10^{-6}$  м до  $2 \cdot 10^{-3}$  м), полученных закалкой из жидкого состояния.

При толщине получаемых лент менее 0,5 мм сплавы алюминия с железом характеризовались наличием метастабильной фазы  $Al_6Fe$ . При скоростях охлаждения расплава  $10^5 \dots 10^6$  К/с формируются метастабильные фазы, которые часто трудно идентифицировать. Одной из них может быть метастабильная фаза с тетрагональной кристаллической структурой [3].

Увеличение содержания железа до 4% (по массе) не способствовало значительному расширению области его твердой растворимости при скоростях охлаждения  $10^3 \dots 10^4$  К/с, однако выделяющаяся эвтектика (вероятно,  $Al + Al_6Fe$ ) имела мелкодисперсный характер. Параметр кристаллической решетки составил 0,4016 нм. При скоростях охлаждения  $10^2 \dots 10^3$  К/с образовывался первичный интерметаллид  $Al_3Fe$  в виде игл длиной 50 мкм и толщиной 5 мкм. Сплавы алюминий—железо характеризовались волокнистой текстурой  $\langle 111 \rangle$  практически по всей толщине ленты. Направление  $\langle 111 \rangle$  является компромиссным случаем формирования структуры при высоких скоростях охлаждения и будет соответствовать максимальной скорости кристаллизации [4]. Более того, в отличие от процесса нормального затвердевания дендритные направления отличаются от ориентации столбчатых кристаллов [4].

Все быстрозакаленные ленты показывали слабое травление шлифов со стороны охлаждающей поверхности. Ширина зоны слабого травления составляет 10...25% всей толщины ленты. Электроннограммы, сделанные на трансмиссионном электронном микроскопе (рис. 1), показывают, что участкам слабого травления соответствует некристаллическая структура. По мере удаления от поверхности начинает проявляться кристаллическая структура.

При литье сплавов системы алюминий—хром—цирконий со скоростями охлаждения  $10^{-1} \dots 10$  К/с в отливках формируется грубая микроструктура с крупными включениями первичных интерметаллидов  $Al_3Zr$  и  $Al_7Cr$ .

При скорости охлаждения расплава порядка  $10^4$  К/с микрзерна размером 20...40 мкм имеют равноосный вид. Формируются метастабильные фазы алюминия с хромом и цирконием. Повышение скорости охлаждения до

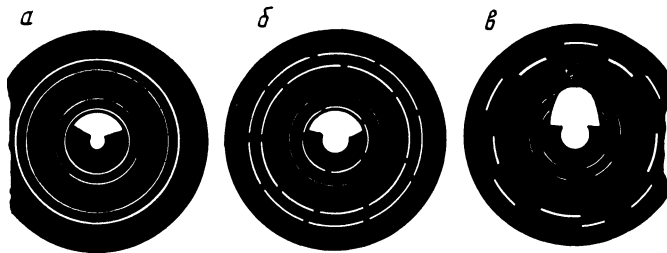


Рис. 1. Электроннограммы по сечению образца:

*a* — на внутренней поверхности; *б* — в центре; *в* — на внешней поверхности

$10^6$  К/с приводит к формированию мелкокристаллического строения  $\alpha$ -твердого пересыщенного раствора с размером микрочерны 1...3 мкм.

Образцы из быстрозакаленных материалов были подвергнуты холодному компактированию с последующей горячей экструзией. Предел прочности образца из сплава алюминий—хром—цирконий после экструзии составил 340 МПа.

Таким образом, исследования показали, что применение высоких скоростей охлаждения расплава при закалке из жидкого состояния позволяет получать сплавы алюминия с уровнем легирования переходными металлами, значительно превосходящим уровни традиционных сплавов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Jones H. Rapid Solidification of Metals and Alloys. — London. The Institution of Metallurgists. — 1982. — 86 p. 2. Промышленные алюминиевые сплавы / С.Г. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. — М.: Металлургия, 1984. — 528 с. 3. Morris L.R. Structure of continuously cast entectics used in the manufacture of fine-grained Aluminium Sheet // Solidification and Casting of Metals. — London, 1979. — P. 218–224. 4. Kalinichenko A.S., Bergmann H.W. Gefüge und Eigenschaften kontinuierlich gegossener dünner Aluminiumbänder // Aluminium. — 1984. — V. 60. — N 4. — P. 269–274.

УДК 621.783.224.1

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, Э.А. ГУРВИЧ,  
И.А. ТРУСОВА, Л.С. ТИМОШПОЛЬСКАЯ

### ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕПЛОПЕРЕНОСА ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ СЛИТКОВ

Для исследования процесса затвердевания и охлаждения в изложнице листового слитка была рассмотрена плоская симметричная относительно оси  $OY$  (рис. 1) задача, справедливая для зоны крупных промышленных слитков, находящейся в интервале  $1/2...2/3$  высоты изложницы [1].

Температурное поле слитка и изложницы описывается традиционным дифференциальным уравнением нестационарной теплопроводности

$$C_i(T) \rho_i(T) \frac{\partial T_i(x, \tau)}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda_i(T) \frac{\partial T_i(x, \tau)}{\partial x} \right],$$

где для слитка  $i = 1$ , для изложницы  $i = 2$ .

При мгновенном заполнении небольшого участка изложницы жидким металлом начальные условия имеют вид

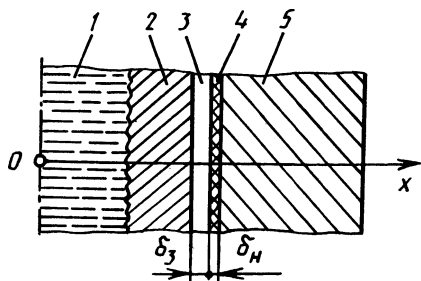
$$T(x, 0) = \begin{cases} T_{1,0}; \\ T_{2,0}. \end{cases}$$

Граничные условия на оси симметрии формулируются как

$$-\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} = 0.$$

Рис. 1. Расчетная схема для листового слитка, затвердевающего в чугунной изложнице:

1 — жидкая фаза; 2 — корка; 3 — газовый зазор; 4 — неметаллическое покрытие изложницы; 5 — изложница



Условия сопряжения полей температур слитка и изложницы с учетом газового зазора и внутреннего покрытия изложницы:

$$-\lambda_2(T) \frac{\partial T_2}{\partial x} = \frac{(T_1 - T_n) \left( \frac{\lambda_3}{\delta_3} + a_{п.з} \right) \frac{\lambda_n}{\delta_n}}{\frac{\lambda_n}{\delta_n} + \frac{\lambda_3}{\delta_3} + a_{п.з}} = -\lambda_1(T) \frac{\partial T_1}{\partial x},$$

где  $a_{п.з}$  — лучистая составляющая коэффициента теплоотдачи от слитка к неметаллическому слою на внутренней поверхности изложницы:  $a_{п.з} = \epsilon_{с.н} \sigma_0 (T_1 + T_n) (T_1^2 + T_n^2)$ ;  $\epsilon_{с.н}$  — приведенная степень черноты;  $\sigma_0$  — коэффициент излучения абсолютно черного тела;  $\lambda_3$  и  $\delta_3$  — коэффициент теплопроводности зазора и его величина;  $\lambda_n$  и  $\delta_n$  — коэффициент теплопроводности неметаллического слоя и его величина.

На противоположной поверхности изложницы осуществляется радиационно-конвективный теплообмен с окружающей средой:

$$-\lambda_2(T) \frac{\partial T_2}{\partial x} \Big|_{x=b} = \alpha_k (T_2 - T_0) + \epsilon \sigma_0 (T_2^4 - T_0^4),$$

где  $\alpha_k$  — конвективная составляющая коэффициента теплоотдачи на поверхности изложницы.

Эффект выделения скрытой теплоты кристаллизации в двухфазной зоне кристаллизующегося сплава учитываем введением в уравнение вместо  $C_i$  эффективной удельной теплоемкости  $C_{эф}$  аналогично [2]:

$$C_{эф} = \begin{cases} C_{ж} & \text{при } T > T_{лик}; \\ C_{сол} - L \frac{dq}{dT} & \text{при } T_{сол} < T < T_{лик}; \\ C_T(T) & \text{при } T < T_{сол}. \end{cases}$$

Индексы "ж" и "т" указывают на жидкое или твердое состояние сплава.

Решение сформулированной задачи выполнено методом сеток с использованием ЭВМ СМ 1600. Построение разностных уравнений осуществлялось по абсолютно устойчивому неявному четырехточечному шаблону [3].

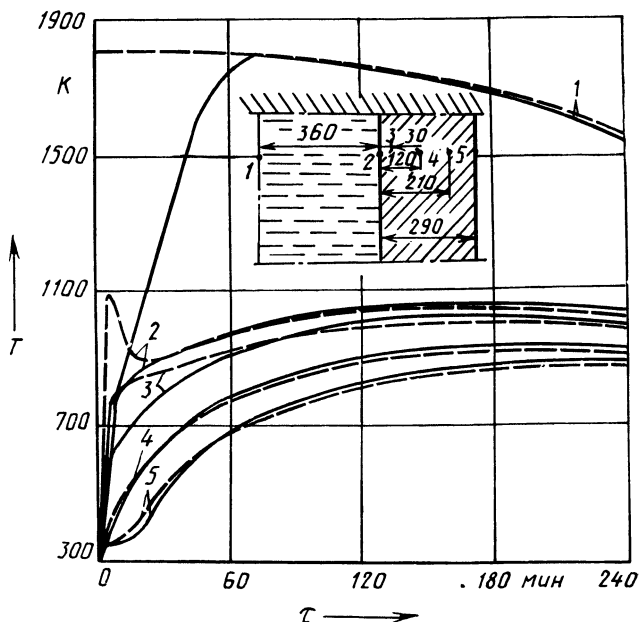


Рис. 2. Сопоставление экспериментальных (—) и расчетных (---) кривых изменения температур в различных точках слитка и изложницы в процессе затвердевания слитка

На рис. 2 представлены результаты расчета изменения температуры в различных точках сечения изложницы, толщина стенки которой равна 0,29 м, и в центре листового слитка толщиной 0,72 м. Для сравнения даны экспериментальные кривые изменения температуры в тех же точках [4]. Видно, что в начале процесса расчетные и экспериментальные кривые не совпадают (особенно для центра слитка и поверхности изложницы). Это объясняется большой инерционностью термодатчиков, используемых для замера температур в указанных плоскостях. После выхода показаний центральной термопары на измеряемую температуру кривые практически совпадают. Расчетное время затвердевания и охлаждения слитка на 10 мин превышает измеренное, что составляет не более 5%.

Данный метод целесообразно использовать при расчетах процесса охлаждения металлургических листовых слитков массой от 7 до 20 т с целью выявления действительной картины теплового состояния слитков перед последующим нагревом.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. О влиянии некоторых факторов на затвердевание стального слитка / В.Д. Марон, К.А. Черепанов, Е.А. Маклов и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1966. — № 6. С. 75–79.
2. Самойлович Ю.А. Формирование слитка. — М.: Металлургия, 1977. 190 с.
3. Самарский А.А. Введение в численные методы. — М.: Наука, 1982. — 271 с.
4. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1967. — 440 с.



## МЕТОД ПРЯМОЙ ОЦЕНКИ ПОЛОЖЕНИЯ ГРАНИЦ ДВУХФАЗНОЙ ЗОНЫ В РАСЧЕТАХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ СПЛАВОВ

Описание процесса затвердевания сплавов обычно сводят к единому для всех областей слитка нелинейному уравнению теплопроводности с переменными параметрами. При этом обычно вводится эффективный коэффициент теплопроводности жидкой фазы, который часто заранее неизвестен и для компенсации погрешностей, связанных с неучетом в математической модели конвективных процессов, принимается иногда в несколько раз больше его табличных значений [1].

При таком подходе положение изотерм солидуса  $T_S$  и ликвидуса  $T_L$  определяется по рассчитанному полю температур, что приводит к погрешностям в оценке границ двухфазной зоны. Это особенно сильно проявляется при узких интервалах затвердевания  $\Delta T = T_L - T_S$ .

Предлагаемая методика позволяет использовать на фронте раздела двухфазной зоны и жидкого металла граничного условия третьего рода, больше отвечающие физике процесса при наличии конвективных течений в жидком ядре слитка.

Исходная математическая модель двухфазной зоны принималась в виде

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \rho L \frac{\partial \psi}{\partial \tau}; \quad (1)$$

$$q(\tau) = \lambda \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=\xi_s(\tau)} + \rho L_E \frac{d\xi_s}{d\tau}; \quad (2)$$

$$\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=\xi_L(\tau)} = \alpha(\theta - T), \quad (3)$$

где  $\rho$ ,  $c$ ,  $\lambda$  — плотность, удельная теплоемкость и теплопроводность, зависящие от температуры и доли  $\psi$  твердой фазы в точке  $x$  в момент  $\tau$ ;  $L$ ,  $L_E$  — удельная теплота соответственно кристаллизации сплава и эвтектического превращения;  $\xi_s$ ,  $\xi_L$  — координаты изотерм  $T_S$  и  $T_L$ ;  $\alpha$  — коэффициент теплообмена двухфазной зоны и жидкого ядра слитка с температурой  $\theta(\tau)$ .

Значения  $\theta(\tau)$ , а также теплового потока  $q(\tau)$  в затвердевшую корку рассчитываются из полной сопряженной системы, включающей уравнения для корки и жидкого ядра.

Введем  $\eta = (x - \xi_s) / (\xi_L - \xi_s)$ . При  $x = \xi_s(\tau)$   $\eta = 0$ , при  $x = \xi_L(\tau)$   $\eta = 1$ . Переходя от  $x$  к  $\eta$ , из уравнения (1) получим

$$\rho c \left\{ \frac{\partial T}{\partial \tau} + [(\eta - 1) \frac{d\xi_s}{d\tau} - \eta \frac{d\xi_L}{d\tau}] \frac{\partial \eta}{\partial x} \frac{\partial T}{\partial \eta} \right\} =$$

$$= \left( \frac{\partial \eta}{\partial x} \right)^2 \left[ \frac{\partial \lambda}{\partial T} \left( \frac{\partial T}{\partial \eta} \right)^2 + \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial \eta^2} \right], \quad (4)$$

где  $\frac{\partial \eta}{\partial x} = \frac{1}{\xi_L - \xi_s}$ ;  $c_3 = c - L \frac{\partial \psi}{\partial \tau}$ .

Разлагая  $T$  в области  $\eta = 0$  и  $\eta = 1$  в ряд Тейлора и ограничиваясь членами второго порядка малости, получаем:

$$T(h, \tau) = T(0, \tau) + h \frac{\partial T(0, \tau)}{\partial \eta} + \frac{h^2}{2} \frac{\partial^2 T(0, \tau)}{\partial \eta^2}; \quad (5)$$

$$T(1-h, \tau) = T(1, \tau) - h \frac{\partial T(1, \tau)}{\partial \eta} + \frac{h^2}{2} \frac{\partial^2 T(1, \tau)}{\partial \eta^2}, \quad (6)$$

где  $h$  — шаг дискретизации по координате  $\eta$  при решении уравнения (4) методом конечных разностей.

Подставляя в выражения (5), (6) вторые производные из уравнения (4) с учетом  $T(0, \tau) = T_s$ ,  $T(1, \tau) = T_L$ , а первые производные из уравнений (2), (3) после замены в них координат от  $x$  к  $\eta$ , получаем:

$$a_1 \frac{d\xi_L}{d\tau} + a_2 - T_L = -T(1-h, \tau); \quad (7)$$

$$b_1 \left( \frac{d\xi_s}{d\tau} \right)^2 + b_2 \frac{d\xi_s}{d\tau} + b_3 + T_s = T(h, \tau), \quad (8)$$

где  $a_1, a_2, b_1, b_2, b_3$  — коэффициенты, зависящие от  $\xi_s, \xi_L, q(\tau), \theta(\tau), T$ .

Решение системы уравнений (4), (7), (8) проводилось численными методами совместно с решением уравнений распространения теплоты в затвердевшей корке и жидком ядре отливки. В результате можно сделать вывод о возможности достаточно точного определения  $\xi_s, \xi_L$  даже для очень малых интервалов затвердевания сплава. Предложенная методика позволяет заранее подобрать разумное распределение узлов конечно-разностной схемы в пределах двухфазной зоны ( $0 \leq \eta \leq 1$ ), снизив при этом общее число узлов и, следовательно, затраты машинного времени.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Самойлович Ю.А. Системный анализ кристаллизации слитка. — Киев: Наук. думка, 1983. — 248 с.

## ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МЕТАЛЛОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Численное моделирование процесса затвердевания металлов в металлических кристаллизаторах обычно затрудняется из-за отсутствия точных сведений о тепловых граничных условиях на поверхности контакта корки и кристаллизатора и трудностей в получении достаточно точного решения задачи Стефана [1].

В данной работе предлагается математическая модель и методика расчета процесса затвердевания металлов, позволяющая оценивать положение фронта затвердевания без грубых допущений и с заранее заданной точностью.

В качестве граничных условий на поверхности контакта корки с кристаллизатором по методике [2] задается тепловой поток  $q(\tau)$ , который восстанавливается по показаниям термодатчика, расположенного в кристаллизаторе, путем решения обратной нестационарной задачи теплопроводности.

Исходная одномерная математическая модель для процесса затвердевания плоских отливок после обычных допущений [1] принимала вид:

$$\rho_i c_i \frac{\partial T_i}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda_i(T_i) \frac{\partial T_i}{\partial x} \right], \quad i = 1, 2; \quad (1)$$

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} \Big|_{x=0} = q(\tau), \quad \frac{\partial T_2}{\partial x} \Big|_{x=H} = 0; \quad (2)$$

$$\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x} \Big|_{x=\xi(\tau)} = \lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} \Big|_{x=\xi(\tau)} - \rho_1 L \frac{d\xi}{d\tau}; \quad (3)$$

$$T_1 \Big|_{\tau=0} = T_2 \Big|_{\tau=0} = T_0, \quad (4)$$

где индексы "1" и "2" относятся к твердой и жидкой фазе соответственно;  $\rho$ ,  $c$ ,  $\lambda$ ,  $L$  — плотность, удельная теплоемкость, теплопроводность и скрытая теплота плавления соответственно;  $H$  — полутолщина отливки;  $\xi(\tau)$  — текущая толщина корки.

Для решения системы (1)...(4) использовался аналог метода растягивающейся сетки [3]. При этом вводились новые координаты: в области  $0 \leq x \leq \xi(\tau) - \delta = \frac{x}{\xi(\tau)}$ , в области  $\xi(\tau) \leq x \leq H - \eta = \frac{x - \xi(\tau)}{H - \xi(\tau)}$ . В любой момент времени координаты  $\delta$  и  $\eta$  находятся в пределах отрезка  $[0, 1]$ , что позволяет при конечно-разностной аппроксимации в новых переменных  $\delta$  и  $\eta$  использовать не изменяющуюся во времени пространственную сетку.

Переход к новым переменным усложняет уравнения (1)...(3). Например, для жидкой зоны получаем

$$\rho_2 c_2 \left[ \frac{\partial T_2}{\partial \tau} + \frac{d\zeta}{d\tau} \left( \frac{\eta-1}{H+\zeta} \right) \frac{\partial T_2}{\partial \eta} \right] = \frac{1}{(H-\zeta)^2} \frac{\partial}{\partial \eta} \left[ \lambda_2 (T_2) \frac{\partial T_2}{\partial \eta} \right]. \quad (5)$$

После преобразования координат уравнения (1) решаются неявным конечно-разностным методом, уравнение (3) используется для определения текущей толщины корки и решается методом Эйлера.

Разработанная методика использовалась для расчета процессов затвердевания цветных и черных металлов в металлических кристаллизаторах. Она позволяет одновременно с температурным полем определить текущее значение толщины корки с заранее заданной точностью путем прямого числового решения задачи Стефана. При этом существенно сокращаются затраты машинного времени, особенно в случае расчета отливок с толщиной стенок порядка нескольких миллиметров.

При несколько более громоздких преобразованиях координат предлагаемую методику можно использовать для решения двухмерных задач затвердевания.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Беленький А.А. Математическое моделирование и оптимизация процессов литья и прокатки цветных металлов. — М.: Металлургия, 1983. — 160 с.
2. Барановский Э.Ф., Ильюшенко В.М., Степаненко А.А., Тюлюкин В.Н. Исследование нагрева валкового кристаллизатора при непрерывном литье ленты // Вестн АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. — 1979. — № 3. — С. 62–66.
3. Furzeland R.M. A comparative study of numerical methods for moving boundary problems // J. Inst. Math. and Appl. — 1980. — V. 26. — N 4. — P. 411–429.

## ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.762.4.001

А.В. СТЕПАНЕНКО, Л.А. ИСАВИЧ,  
В.Е. ХАРЛАН

### ОСОБЕННОСТИ ПРОКАТКИ ПОРОШКОВ НА ЖЕСТКОЙ ПОДЛОЖКЕ

В [1] предложен вариант горизонтальной прокатки металлических порошков на жесткой подложке с упорами, ограничивающими объем прокатываемого материала в направлении прокатки. Этот вариант позволяет повысить уровень предельной пластичности порошковых материалов и расширить технологические возможности формирования проката различного типоразмера.

Поскольку пластическое течение материала ограничено в продольном направлении, прокатка по данной схеме характеризуется неизменяющейся скоростью перемещения материала в направлении прокатки, что дает возможности варьировать характер и интенсивность сил контактного трения.

Если прокатка производится только с зоной отставания, то по определяющим уравнениям пластического течения [2] в рамках кинематических ограничений рассматриваемого способа прокатки устанавливаются высокие значения продольного напряжения  $\sigma_x$  на выходе из очага деформации, способного вызвать разрушение сформованного участка брикета. Зона опережения в очаге деформации обеспечивает падение напряжений  $\sigma_x$  и уменьшение полного вектора напряжений  $\vec{\sigma}$  как на выходе из очага деформации, так и в зоне разгрузки за линией центров валков прокатной клетки.

Если протяженность зоны опережения такова, что обеспечивается падение продольного напряжения  $\sigma_x$  до безопасного по условию пластичности  $\sigma_x = [\sigma_x]$ , то траектории нагружения при прокатке брикетов, ограниченных в направлении прокатки, имеют вид, представленный на рис. 1. Здесь точка 1 соответствует концу полного вектора напряжений, лежащего на следе поверхности нагружения [3], соответствующего нейтральному сечению очага деформации. Точка 2 соответствует полному вектору напряжений на выходе из очага деформации, а точка 3 – полному вектору напряжений в зоне разгрузки.

Длина зоны опережения в очаге деформации определяется выбором соответствующего значения коэффициента рассогласования скоростей валков  $\lambda$ , который устанавливается по следующему алгоритму:

1. Для требуемой конечной плотности порошкового брикета  $\rho_{бр}$  из уравнения поверхности нагружения [3] определяем безопасное значение  $[\vec{\sigma}]$ , соответствующее зоне разгрузки. Теперь легко подсчитать необходимое безопасное напряжение

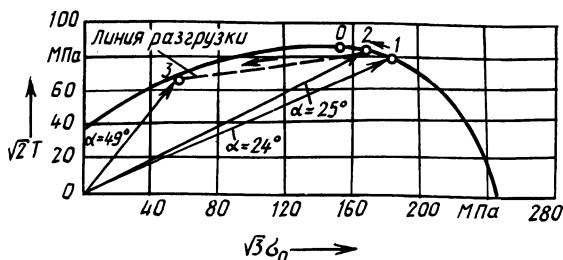


Рис. 1. Траектории безопасного нагружения при прокатке брикетов из железного порошка ПЖ2М2 ( $\rho_{бр} = 0,7$ )

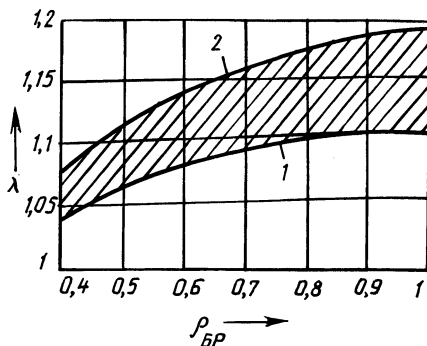


Рис. 2. Зона рабочих значений коэффициентов рассогласования скоростей валков при прокатке брикетов из железного порошка ПЖ2М2

$$[\sigma_x] = (1 + \nu_0^2 \rho_{бр}^4)^{-0,5} [\bar{\sigma}],$$

действующее на выходе из очага деформации и на всем участке сформованного брикета.

2. Предполагая обратной зоне отставания характер распределения нормальных напряжений в зоне опережения, по эпюре изменения продольного напряжения  $\sigma_x$  в зоне отставания определяем необходимую длину зоны опережения  $l_{оп}$ , обеспечивающую падение напряжения  $\sigma_x$  до безопасного  $[\sigma_x]$ .

3. Зная необходимую длину зоны опережения  $l_{оп}$ , из соотношения

$$\lambda = 2(R_{в.в}^2 - l_{оп}^2)^{-0,5} l_{оп}$$

находим искомый коэффициент рассогласования скоростей валков прокатной клетки ( $R_{в.в}$  — радиус верхнего валка).

Зависимость минимально возможных значений  $\lambda$ , устанавливающих длину зоны опережения, в которой происходит падение напряжений  $\sigma_x$  до безопасного  $[\sigma_x]$ , представлена на рис. 2 (кривая 1). Кривая построена при следующих условиях циклической прокатки порошка ПЖ2М2:

$$\rho_{нас} = 0,26; \quad \epsilon_i = 0,1; \quad R_{в.в} = 100 \text{ мм.}$$

Если проследить за траекторией нагружения порошкового брикета в зоне опережения (см. рис. 1), можно заметить, что конец полного вектора напряжений, лежащий на следе поверхности нагружения, после прохождения нейтрального сечения очага деформации (точка 1) перемещается вверх по ниспадающей ветви поверхности к точке 2 (выход из очага деформации). При этом может возникнуть ситуация, когда точка 2 переместится по поверхности нагру-

жения левее точки 0 и в зоне опережения произойдет разрушение брикета. Для этого осуществляется выбор максимально возможной зоны опережения, исключающей возможность "перезагрузки" в зоне опережения. Последнее накладывает ограничение на максимально возможные значения коэффициентов  $\lambda$  (рис. 2, кривая 2).

Таким образом, зона рабочих значений коэффициентов рассогласования скоростей валков при прокатке брикетов по схеме [1] лежит выше кривой 1 и ниже кривой 2 (рис. 2, заштрихованная область).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. 1156854 СССР. Устройство для прокатки порошка на подложке / А.В. Степаненко, Л.А. Исаевич, В.Е. Харлан // Открытия. Изобретения. – 1985. – № 19. 2. Модели деформирования сред с дефектами плоскости / А.В. Степаненко, Л.А. Исаевич, В.Е. Харлан // Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. – 1986. – № 3. – С. 3–8. 3. Сопротивление деформированию уплотняемых материалов при сложном напряженном состоянии / А.В. Степаненко, Л.А. Исаевич, В.Е. Харлан // Докл. АН БССР. – 1986. – Т. XXX. – № 7. – С. 622–625.

УДК 621.771.016.2.01

А.В. СТЕПАНЕНКО, В.А. ЛУПАЧЕВ,  
А.В. ПУЧКО

### ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ УСТОЙЧИВОГО ПРОТЕКАНИЯ ХОЛОДНОЙ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ

При разработке технологического процесса холодной поперечно-клиновой прокатки (ПКП) и проектировании инструмента необходимо учитывать множество факторов, к которым можно отнести следующие: геометрию профиля инструмента, материал и размеры заготовки, ее местоположение, упрочнение материала, жесткость оборудования и др. Значительное число варьируемых параметров создает определенные трудности при проектировании и совершенствовании технологического процесса.

Процесс происходит устойчиво, когда ресурс сил, способствующих вращению заготовки без проскальзывания, превосходит силы, препятствующие ему. Мерой ресурса способствующих вращению сил могут служить касательные напряжения на контакте или коэффициент трения, растущие с увеличением обжатия. Так, например, коэффициент трения при изменении обжатия от 1,02 до 1,2 увеличивается от 0,04 до 0,5. Коэффициент трения зависит от температуры прокатки, состояния поверхности инструмента, теплоперепада в заготовке, изменяющихся в процессе прокатки, поэтому необходимо иметь запас устойчивости протекания процесса ПКП без проскальзывания, который может быть установлен при определении энергии формоизменения при ПКП [1].

Энергия  $\mathcal{E}_1$ , передаваемая от инструмента к деформируемой заготовке, ограничена ресурсом сил трения. В то же время энергия формоизменения заготовки  $\mathcal{E}_2$  непрерывно возрастает с увеличением ее обжатия.

В первом приближении

$$\mathcal{E}_1 = P_z \mu v_{\text{ин}} \tau; \quad \mathcal{E}_2 = \sum_{i=1}^n k v_{\text{отн}} A \tau,$$

где  $v_{\text{ин}}$  — скорость инструмента;  $\tau$  — продолжительность процесса прокатки;  $k$  — пластическая константа материала;  $v_{\text{отн}}$  — относительная скорость скольжения по границам разрыва;  $A$  — площадь границ разрыва скоростей;  $n$  — количество плоскостей скольжения.

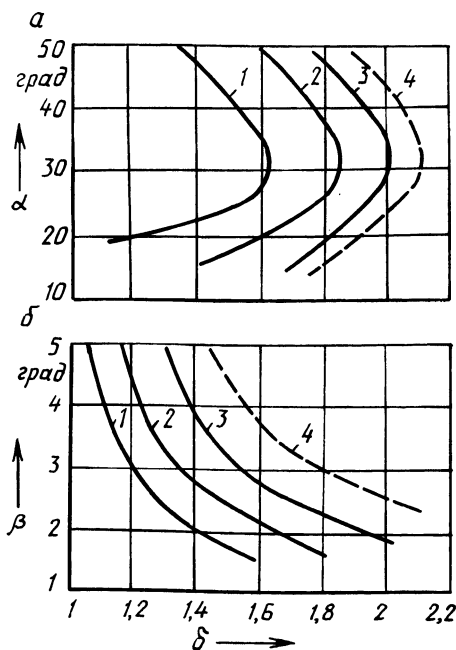
Из условия  $\mathcal{E}_1 = \mathcal{E}_2$  определяется запас устойчивости протекания процесса ПКП от проскальзывания:

$$a_1 = \mu' P_z v_{\text{ин}} / \sum_{i=1}^n k v_{\text{отн}} A.$$

Расчетные зависимости запаса устойчивости  $a_1$  от параметров процесса показаны на рис. 1.

Экспериментальное исследование условий устойчивого протекания процесса проведено на заготовках диаметром 4 мм из стали 40X13, латуни Л62. Прокатку осуществляли в холодную в валках диаметром 140 мм при частоте их вращения 48 об/мин. Варьируя углы калибровки валков  $\alpha$  и  $\beta$ , повышая поэтапно степень обжатия, прокатку осуществляли до прекращения процесса по условию проскальзывания.

Результаты экспериментов представлены на рис. 1. Область слева от кривых характеризуется устойчивым протеканием процесса, справа — невозможностью осуществления процесса.



ностью осуществления процесса.

Эксперименты по определению устойчивого протекания процесса холодной поперечно-клиновой прокатки выявили ряд факторов, требующих дальнейшего изучения. При деформировании заготовки происходит ее нагрев до температур, активно влияющих на условия прокатки. Температура нагрева зависит от геометрических параметров инструмента, материала прокатываемой заготовки и инструмента, условий трения направляющих линеек о заготовку, частоты вращения валков и заготовки.

Дальнейшее исследование температурно-скоростных параметров холодной поперечно-клиновой прокатки позволит расширить технологические возможности процесса и повысить запас его устойчивого протекания.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Ш у к и н В.Я. Основы поперечно-клиновой прокатки. — Минск: Наука и техника, 1986. — 223 с.

Рис. 1. Зависимости запаса устойчивости процесса ПКП от проскальзывания:  $a - \beta = 3^\circ$ ;  $\delta - \alpha = 30^\circ$ ; кривые 1, 2, 3 — теоретические, 4 — экспериментальные



## АНАЛИЗ ШУМА ПРИ РАБОТЕ ЛИСТОШТАМПОВОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Съемка уровней шума и звукового давления на рабочих местах производилась в соответствии с общепринятой методикой по ГОСТ 12.1.050–86 с использованием точечного импульсного шумомера PSI-202 с октавным фильтром OF-101.

Данные замеров показали, что шум в холодноштамповочных цехах – импульсный, со сложной временной структурой. Максимальные уровни звука, генерируемого прессами, измеренные с помощью временной характеристики "импульс", составляют 94...109 дБА, причем уровень звука зависит от модели прессы и возрастает с увеличением мощности однотипного оборудования.

Для оценки уровня шума, создаваемого на рабочих местах прессовым оборудованием, в соответствии с ГОСТ 12.1.003–83 определялся эквивалентный уровень звука:

$$L_{A \text{ экв}} = 10 \lg \frac{1}{T} \int_0^T \left( \frac{p_A(t)}{p_0} \right)^2 dt,$$

где  $p_A(t)$  – текущее значение среднего квадратического звукового давления с учетом коррекции  $A$  шумомера, Па;  $p_0$  – исходное значение звукового давления (в воздухе  $p_0 = 2 \cdot 10^{-5}$  Па);  $T$  – продолжительность воздействия шума, ч.

Анализ результатов расчета (табл. 1) показывает, что эквивалентные уровни звука на всех рабочих местах у листоштамповочного оборудования значительно превышают допустимое значение (80 дБА) по ГОСТ 12.1.003–83. Так, эквивалентный уровень шума, создаваемого прессом K1126, достигает

*Табл. 1. Эквивалентные уровни звука на рабочих местах, генерируемые листоштамповочным оборудованием*

Оборудование	Эквивалентный уровень звука, дБА
<b>Пресс:</b>	
K1126 (630 кН)	95...101
K1430 (1000 кН)	88...94
K2330-6 (1000 кН)	90...97
<b>Многопозиционный пресс:</b>	
мод. "Aida" (1000 кН)	83...86
A823 (800 кН)	89...90
C120 (1200 кН)	88...90
A6132 (1600 кН)	83...95
A6134A (2500 кН)	95...98

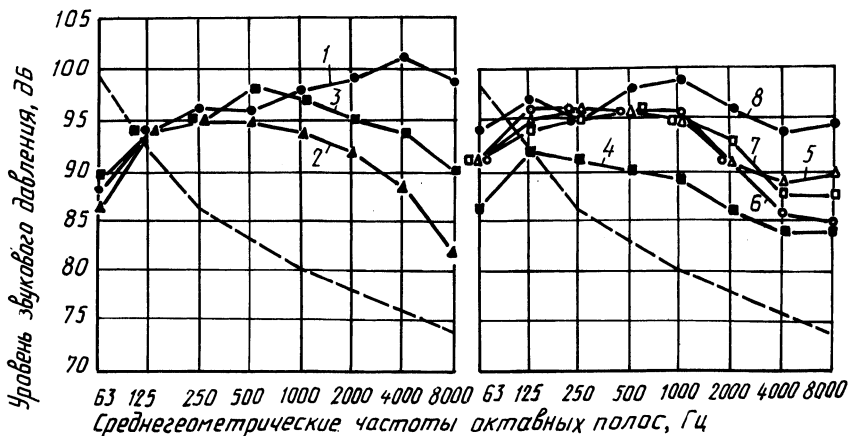


Рис. 1. Спектры шума, создаваемого на рабочем месте листоштамповочным оборудованием 1 – К1126; 2 – К1430; 3 – К2330-6; 4 – "Aida"; 5 – А823; 6 – С120; 7 – А6132А; 8 – А6134А; - - - - предельный спектр ПС-80 по ГОСТ 12.1.003–83

101 дБА, что соответствует увеличению громкости шума на рабочем месте по сравнению с нормами в 4,2 раза.

Спектры шума, создаваемого прессами различных моделей (рис. 1), характеризуются преобладанием средних и высоких частот, причем уровни звукового давления в диапазоне частот 250...8000 Гц значительно превышают предельно допустимые нормы.

Местами повышенного шумоизлучения при работе прессов являются зоны штамповки, выхлопа сжатого воздуха, сочленения деталей привода и рабочих механизмов, т. е. возникновение интенсивного шума при листовой штамповке связано с режимом работы оборудования и конструктивными особенностями его узлов.

Так как шум, возникающий при работе холодноштамповочного оборудования, в основном определяется характером и усилиями технологических операций, радикальными мероприятиями по защите работающего персонала от вредного воздействия шума являются создание малошумного оборудования, удаление работающих от рабочей зоны за счет механизации и автоматизации процессов холодной штамповки, использование глушителей шума и звукоизолирующих кожухов для многопозиционных прессов, прессов-автоматов и полуавтоматов.

УДК 621.983:621.787

И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ, В.В. МИХАЙЛИК,  
В.Л. СЕМЕНОВ, В.С. ШЛЯХОВОЙ

### ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ НА КАЧЕСТВО ОСОБОТОНКОСТЕННЫХ СИЛЬФОННЫХ ТРУБОК-ЗАГОТОВОК

Одним из актуальных направлений развития сильфонного производства является создание технологии серийного изготовления особотонкостенных изме-

рительных сильфонов малой жесткости. В связи с этим большое значение приобретает получение сильфонных трубок-заготовок с микронными толщинами стенок, отвечающих установленным требованиям к физико-механическим характеристикам материала, качеству поверхности и точности геометрических размеров.

Единственно возможным способом, позволяющим в настоящее время изготавливать особотонкостенные сильфонные трубки-заготовки, отвечающие всем предъявляемым требованиям, является ротационная вытяжка в шариковых матрицах планетарного типа.

Процесс пластического деформирования при ротационной вытяжке в основном характеризуется степенью деформации по толщине стенки ( $\epsilon_s$ ), диаметром деформирующих шариков ( $d_{ш}$ ), частотой вращения пуансона ( $n$ ) и продольной подачей шариковой матрицы ( $f$ ). Данная работа посвящена исследованию влияния указанных параметров процесса на качество особотонкостенных сильфонных труб-заготовок.

Параметры процесса устанавливались из условия обеспечения наименьших структурных повреждений деформируемого материала (дисперсионно-твердеющая латунь ЛАНКМц), получения высокого качества поверхности трубок-заготовок при наибольшей производительности процесса и заданной точности по толщине стенки трубки-заготовки.

Известно, что превышение определенного уровня интенсивности деформаций приводит к образованию необратимых структурных повреждений и как следствие к снижению пластичности разупрочненного материала [1], что в свою очередь способствует появлению брака на последующих операциях формообразования сильфонов и снижению их циклической прочности. За определяемую характеристику пластичности материала в сильфонном производстве принято относительное удлинение материала трубок-заготовок в окружном направлении ( $\delta$ , %) при испытании их методом гидрораздачи [2].

С учетом этого качество сильфонных трубок-заготовок, характеризующее оптимальность выбранных режимов, устанавливалось по изменению пластичности материала термообработанных трубок-заготовок и наличию визуально наблюдаемых дефектов на их поверхности ("волна" от потери устойчивости стенки, образование глубоких винтовых канавок, повышение параметров шероховатости и др.).

Основным результатом проводимых экспериментальных исследований являлась функциональная зависимость

$$\delta = F(\epsilon_s, d_{ш}, n, f).$$

Диапазоны варьирования всех параметров процесса были определены исходя из условий устойчивости процесса и получения зерна минимальной величины при разупрочняющей термообработке [3]. Значения исследуемых факторов с разложением их по уровням представлены в табл. 1. В качестве исходной заготовки принята передельная труба  $\varnothing 10,8 \times 0,3$  — ЛАНКМц по ТУ 48-0814-21—85.

Сочетания параметров технологического режима в эксперименте изменялись на последнем деформационном переходе (окончательная толщина стенки — 60 мкм), при этом степени деформации на предшествующих деформационных переходах задавались одинаковыми и меньшими соответствующих их

Табл. 1. Параметры процесса ротационной вытяжки

Параметр	Значения факторов				
	1	2	3	4	5
$\epsilon_s, \%$	35	40	45	50	55
$d_{ш}, \text{мм}$	1,58	2	2,5	3	3,5
$n, \text{об/мин}$	600	800	1000	1200	1400
$f, \text{мм/об}$	0,04	0,11	0,18	0,25	0,32

значений на окончательной операции. Это позволило стабилизировать действие масштабного фактора и значительно ослабить влияние предшествующих деформационных операций на относительное удлинение материала трубок-заготовок.

С целью уменьшения влияния неоднородности механических свойств исходного материала на получаемые результаты и сокращения числа опытов был применен метод рационального планирования эксперимента [4]. Используемый план экспериментов, основанный на латинском квадрате, предусматривает неповторяемость сочетаний факторов и равномерный охват всей площади таблицы возможных сочетаний факторов.

Каждый образец подвергался разупрочняющей термообработке ( $T = 760^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 20$  мин, охлаждение в воду), обеспечивающей максимальную пластичность материала трубчатой заготовки и минимальный размер зерна [3]. Точность полученных трубок-заготовок по толщине стенки при всех сочетаниях режимов обеспечивалась за счет точности изготовления и настройки инструмента, а также точности станка. Относительное удлинение материала трубок-заготовок ( $\delta, \%$ ) определялось методом гидрораздачи [2] по изменению периметра их поперечного сечения. Для получения средних значений экспериментальных величин со степенью достоверности 95 % каждое сочетание влияющих факторов обеспечивали не менее чем на восьми трубках-заготовках.

Используя метод последовательных приближений и руководствуясь методикой обработки экспериментальных данных [4], определяли влияние каждого из факторов на общий результат при нейтрализации воздействия всех остальных. Графики зависимости средних значений функции от каждой независимой переменной (от каждого фактора) представлены на рис. 1. Полученные зависимости отвечают условию наименьшего среднего квадратического отклонения экспериментальных точек.

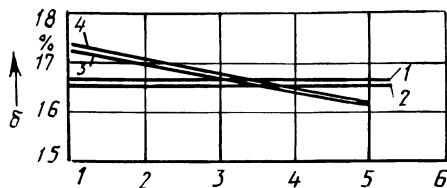


Рис. 1. Зависимость относительного удлинения в окружном направлении тонкостенных трубчатых заготовок от параметров ротационной вытяжки: 1 -  $\epsilon_s$ ; 2 -  $d_{ш}$ ; 3 -  $n$ ; 4 -  $f$

Общая эмпирическая формула зависимости  $\delta$  от всех влияющих факторов имеет вид

$$\delta \cong 18,48 + 0\epsilon'_s + 0d'_{\text{ш}} - 0,28n' - 0,3f' ,$$

или

$$\delta \cong 18,48 - 0,28n' - 0,3f' ,$$

где  $n'$  и  $f'$  — значения влияющих факторов в условных единицах (1, 2, 3, 4, 5).

Для переменных факторов в натуральных единицах она принимает вид

$$\delta \cong 18,9 - 1,38 \cdot 10^{-3} n - 4,29f .$$

При сопоставлении расчетных значений функции с экспериментальными можно отметить, что отклонения этих значений не превышают 7,5 % при средних значениях отклонений  $\approx 3$  %. Разница между расчетными и экспериментальными значениями относительного удлинения лежит в пределах обычного разброса, вызванного неоднородностью исходных свойств материала сильфонных трубок-заготовок, а также влиянием других неучитываемых факторов. Проверка результатов анализа по критериям Кохрена и Фишера [5] позволяет сделать вывод о воспроизводимости измерений и адекватности полученной модели с достоверностью 0,95.

Анализ эмпирической формулы показывает, что степень деформации по толщине стенки трубки и диаметр деформирующих шариков в рассмотренных диапазонах их варьирования не вызывает заметных изменений относительного удлинения материала сильфонных трубок-заготовок. В то же время увеличение частоты вращения пуансона и продольной подачи головки приводит к некоторому уменьшению относительного удлинения. Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что процесс ротационной вытяжки обладает достаточной устойчивостью к изменениям основных технологических параметров. Параметры процесса ротационной вытяжки ограничиваются при появлении дефектов на трубках при известных предельных значениях интенсивности деформаций.

На основе полученных результатов разработан технологический процесс изготовления сильфонных трубок-заготовок с толщиной стенки 50...60 мкм. Процесс апробирован в производственных условиях. Сильфоны успешно выдержали испытания на соответствие техническим требованиям. На основе разработанного технологического процесса организовано серийное производство сильфонов малой жесткости.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Усталость и хрупкость металлических материалов / В.С. Иванова, С.Е. Гуревич, И.М. Копьев и др. — М.: Наука, 1968. — 216 с.
2. Добровольский И.Г., Шляховой В.С. Метод испытания сильфонных трубок-заготовок // Металлургия. — Минск: Выш. шк., 1983. — Вып. 17. — С. 85–90.
3. Добровольский И.Г., Михайлик В.В., Хоняк Т.М., Шляховой В.С. Технологические особенности изготовления сильфонов с микронными стенками из латуни ЛАНКМц // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1986. — № 5. — С. 43–45.
4. Протодаьяков М.М., Тедеер Р.И. Методика рационального планирования экспериментов. — М.: Наука, 1970. — 76 с.
5. Методика выбора контролируемых параметров технологических процессов методом планирования эксперимента. — М.: ВНИИНМАШ, 1976. — 118 с.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКОГО РАДИУСА ИЗГИБА ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МАНОМЕТРИЧЕСКИХ ПРУЖИН

Трудности, возникающие при изгибе тонкостенных трубчатых заготовок для манометрических пружин, связаны с потерей устойчивости изгибаемых труб и искажением их поперечного сечения [1]. Для проектирования технологического процесса необходимо знать критический радиус их изгиба  $R_{кр}$  в зависимости от параметров изгибаемой трубчатой заготовки (диаметра  $d$ , толщины стенки  $s$ , свойства материала, в частности модулей упругости  $E$  и пластичности  $K$ ).

При принятой для изготовления манометрических пружин схеме гибки цилиндрической трубчатой заготовки (рис. 1) обеспечивается отсутствие искажения формы поперечного сечения трубы при гибке вплоть до появления вмятин на стенке. Это достигается тем, что трубка, закрепляемая одним концом в замке гибочного шаблона, гнется наматыванием на шаблон с помощью прижимного ролика. Шаблон и прижимной ролик имеют профильные рабочие канавки, в точке смыкания образующие сечение, соответствующее исходному круглому сечению изгибаемой трубы. Такая схема деформирования позволяет получить большую критическую кривизну трубы за счет заневоливания в профильных рабочих канавках поперечного сечения трубы в зоне изгиба, т. е. повысить критическую деформацию.

Рассматривая вмятины, появляющиеся на внутренней поверхности трубы при ее изгибе, можно прийти к выводу, что зона деформации последовательно перемещается, образуя вмятины — следы локальной потери устойчивости стенки на последовательно изгибаемых участках, и в деформировании участвуют короткие отрезки трубы, длину которых характеризует расстояние между вмятинами. Опыт показывает, что расстояние между вмятинами соизмеримо с диаметром трубы.

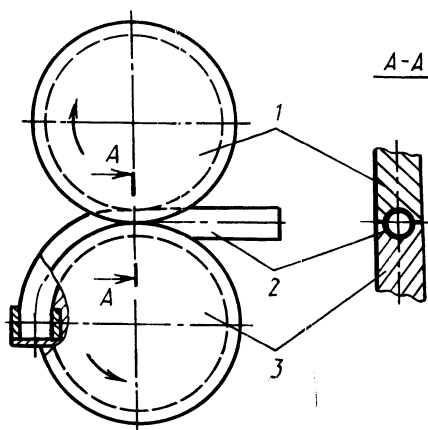


Рис. 1. Схема гибки цилиндрической трубчатой заготовки:

1 — прижимной ролик; 2 — труба; 3 — гибочный шаблон

Таким образом, существуют очень короткие участки труб, которые изгибаются без деформирования поперечных сечений вплоть до точки бифуркации. При этом изменение их кривизны в упругой зоне, как известно, пропорционально изгибающему моменту:

$$1/R = M/(EI), \quad (1)$$

где  $I$  — момент инерции сечения трубы относительно нейтральной оси.

Для тонкостенной трубы

$$M_{кр} = IE_s/(d/2)^2. \quad (2)$$

Гибка манометрических трубчатых заготовок происходит в упругопластической зоне, где зависимость между кривизной трубы и изгибающим моментом при линейно-степенном законе упрочнения имеет вид [2]

$$M_{кр} = \kappa_0 EI_{упр} + \kappa_0^n K_n I_{пл},$$

здесь  $\kappa_0$  — кривизна нейтрального слоя изогнутой трубы;  $E$  — модуль нормальной упругости;  $I_{упр}$  — момент инерции упругодеформированной зоны сечения относительно нейтральной оси;  $n$  — коэффициент упрочнения, выражаемый через основные механические характеристики материала;  $K_n$  — приведенный модуль пластичности;  $I_{пл}$  — приведенный момент инерции пластически деформированных зон поперечного сечения относительно нейтральной оси.

Рассматриваемые поперечные сечения трубы с погрешностью не более 10% деформируются пластически [3], следовательно,

$$I_{упр} = 0; \quad I_{пл} = c_n (r_n^{n+3} - r_v^{n+3}),$$

где  $c_n = \frac{4}{n+2} - \frac{2}{n+4} - \frac{1}{2(n+6)} - \frac{1}{4(n+8)}$ ;  $r_n, r_v$  — наружный и внутренний радиусы сечения трубы.

Отсюда кривизна пластически изогнутой трубы может быть представлена в виде

$$\kappa_0^n = M_{кр} / (K_n I_{пл}). \quad (3)$$

Выражение (3) может быть упрощено и приведено к виду, аналогичному (1), если степенной закон упрочнения с известными допущениями заменить математической моделью упругопластического тела с линейным упрочнением:

$$\frac{1}{R_{кр}} = \eta \frac{M_{кр}}{K_n I_{пл}}, \quad (4)$$

где  $\eta$  — параметр, учитывающий выбранную модель и конкретные граничные условия принятой схемы деформирования.

Выражение (2) при пластическом изгибе всего сечения ( $I_{упр} = 0$ ) примет вид

$$M_{кр}^n = 2,5 I_{пл} s / (d/2)^2.$$

Подставляя полученное выражение в формулу (4), получаем

$$R_{кр} = \eta' \frac{d^2}{s}. \quad (5)$$

Табл. 1. Параметры изгибаемой трубчатой заготовки

Материал	$d$ , мм	$s$ , мм	$R_{кр}$ , мм	$\eta'$	Состояние материала
Сплав 156	6,6	0,15	65	0,22	Нагартованный
	8	0,2	70	0,23	
	10	0,25	90	0,22	Мягкий
	6,6	0,15	90	0,32	
	8	0,2	100	0,33	
36НХТЮ	10	0,25	120	0,34	Нагартованный
	7	0,15	65	0,2	
	7	0,2	50	0,21	
БРОФ	10	0,25	80	0,2	Мягкий
	8,68	0,34	70	0,34	

Формула (5) устанавливает зависимость между критическим радиусом кривизны и геометрическими параметрами изгибаемой трубчатой заготовки через некоторый параметр трубы  $\eta'$ , учитывающий механические свойства материала и условия деформирования. В табл. 1 приведены его значения, определенные опытным путем для различных материалов при вышеприведенной схеме деформирования.

Полученная формула (5) позволяет с достаточной для практических расчетов точностью определять критический радиус изгиба трубчатой заготовки и прогнозировать появление локальной потери устойчивости. Приведенные средние значения параметра  $\eta'$  получены в результате исследования процесса гибки опытных партий трубчатых заготовок для манометрических пружин. Количество трубок в каждой выборке составляло не менее 25 шт.

Параметр  $\eta'$ , определенный экспериментально, постоянен для каждого материала и схемы деформирования, что позволяет применить его в инженерных расчетах технологических процессов изготовления манометрических пружин для операции гибки тонкостенных цилиндрических трубчатых заготовок.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Добровольский И.Г., Задорожный В.И., Шляховой В.С. Определение пружинения и остаточной кривизны пластически изогнутой трубчатой заготовки // *Металлургия*. — Минск: Вышш. шк., 1987. — Вып. 21. — С. 6–10. 2. Лысов М.Н. Теория и расчет процессов изготовления деталей методами гибки. — М.: Машиностроение, 1966. — 236 с. 3. Аксельрад Э.Л. Гибкие оболочки. — М.: Наука, 1976.

УДК 621.721

А.С. МАТУСЕВИЧ, И.Х. ЧУТАЕВ

#### ПРЕССОВАНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ ПРИПОЕВ

В комбинированных припоях, сердцевина которых является флюсом, должно соблюдаться определенное соотношение компонентов по массе. Избы-



ток флюса загрязняет поверхность пайки, что оказывает корродирующее действие на паяный элемент. При недостатке флюса прочность соединения получается неудовлетворительной.

Существующая технология изготовления оловянно-свинцовых припоев с флюсом предполагает расплавление последнего. Расплавленный флюс под действием собственного веса поступает через дорн в трубку, образующуюся в процессе прессования припоя. Основной недостаток этой технологии состоит в том, что для обеспечения сплошности флюса необходимы повышенные температуры его разогрева перед введением в оболочку из припоя. Это способствует заметному снижению флюсующих свойств канифоли. Кроме того, требуется увеличение допусков на содержание флюса.

С целью ликвидации существующих недостатков был разработан технологический процесс формирования комбинированных припоев, сущность которого заключается в следующем. В трубку из припоя, полученную в результате прессования из периферийных контейнеров, флюс подается принудительно за счет экструдирования из центрального контейнера. При этом отношение суммы площадей поперечного сечения контейнеров для выдавливания припоя к площади контейнера для подачи флюса равно заданному отношению площадей поперечных сечений припоя и флюса в изделии.

Диаметр контейнера для прессования флюса определяется соотношением

$$d_{\Phi} = d_{\Pi} \sqrt{\frac{nm\rho_{\Pi}}{(1-m)\rho_{\Phi}}},$$

где  $d_{\Phi}$ ,  $d_{\Pi}$  и  $\rho_{\Phi}$ ,  $\rho_{\Pi}$  — диаметр контейнера и плотность флюса и припоя соответственно;  $n$  — количество контейнеров для прессования припоя;  $m$  — масса флюса.

Прессование комбинированного припоя осуществлялось на гидравлическом прессе ПММ-250. Припой марки ПОС-40 экструдировался из трех контейнеров диаметром 20 мм. Диаметр контейнера для выдавливания флюса составлял 15 мм. Заготовки припоя длиной 50 мм перед прессованием нагревались в муфельной печи до температур 60, 80 и 100 °С. Оснастка с флюсом на основе канифоли нагревалась электроспиралью сопротивления до 120 °С и выдерживалась при этой температуре до полного расплавления флюса. Скорости истечения припоя при прессовании составляли 2,3 и 4,5 м/мин. В результате был получен комбинированный припой диаметром 5 мм, содержащий 2 % (по массе) флюса. Плотность припоя составляет 9,72 г/см<sup>3</sup>, флюса — 1,05 г/см<sup>3</sup>. Содержание флюса определялось взвешиванием отпрессованных образцов до и после его удаления посредством оплавления.

В результате проведенного исследования установлено, что предлагаемая технология позволяет выдерживать заданное содержание компонентов при изготовлении оловянно-свинцовых припоев с флюсом в пределах допуска  $\pm 0,05$  %, в результате чего достигается значительная экономия флюса. Кроме того, процесс осуществляется при температурах 100...120 °С вместо принятых 130...150 °С, что способствует сохранению активности флюса.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГИБКИ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Исследование процесса гибки показало, что при расположении линии изгиба поперек волокон, а также под углом  $45^\circ$  композиция алюминий—нержавеющая сталь претерпевает некоторую пластическую деформацию. Допустимый радиус гибки композиционного материала возрастает с увеличением количества слоев проволоки и толщины листа. Листы с одним слоем проволоки толщиной 0,2 мм изгибаются без разрушения примерно по радиусу, равному толщине листа. Если лист толщиной 1,2 мм содержит восемь слоев проволоки, то допустимый радиус гибки составляет 16 толщин листа. В композициях, упрочненных волокнами бора, изгиб поперек волокон всегда приводил к разрушению материала.

При изгибе листовых композиционных материалов по радиусам, при которых сохраняется целостность материалов, наблюдается большое пружинение. Ниже показано влияние ориентации волокон на пружинение при изгибе с радиусом гибки 6 мм.

Угол ориентации волокон, град	0	5	15	30	45
Пружинение, град	52	47	37	24	11

Образцы для гибки вырезались из листа композиционного материала с четырьмя слоями проволоки 2Х15Н5АМЗ и комбинированной матрицей из 60 % алюминия и 40 % (по объему) сплава Д16Т. Размеры образцов — 0,8 × 10 × 60 мм, объемное содержание волокон в композиции — 40 %. Гибка производилась на V-образном штампе без прижима на угол  $90^\circ$  со скоростью деформации 8 мм/мин.

Наличие высокопрочных и высокомодульных упрочняющих волокон способствует появлению очень большого пружинения при гибке. При этом максимальное пружинение имеет место при расположении волокон вдоль оси образца (т. е. перпендикулярно к линии изгиба). С увеличением угла ориентации волокон по отношению к оси образца уменьшается пружинение. Максимальное пружинение композиции (при  $\alpha = 0^\circ$ ) примерно на порядок выше, чем пружинение матричных материалов в аналогичных условиях.

В случае гибки без прижима с повышением угла ориентации волокон наблюдается коробление образцов. Максимальное коробление имеет место при углах ориентации  $15...30^\circ$  к оси образца. Дальнейшее увеличение угла ориентации волокон от  $30$  до  $45^\circ$  приводит к снижению коробления.

Композиционные материалы допускают гибку при расположении линии изгиба вдоль волокон (т. е. угол между направлением волокон и осью образца равен  $90^\circ$ ). Процесс облегчается при повышенных температурах. Однако в этом случае волокна, расположенные вблизи поверхности изгиба, являются концентраторами напряжений и могут вызвать зарождение трещин и разрушение. Поэтому повышение объемного содержания волокон в композиции усложняет процесс изгиба. Наиболее перспективным в этом отношении является применение частично армированных листов, в которых по линии предпо-

лагаемого изгиба волокна отсутствуют, благодаря чему материал в процессе гибки не разрушается. Из этих листов можно изготавливать сложные профили на существующих профилегибочных станах. Кроме того, большим достоинством частично армированных листов и профилей является возможность замены ими ранее применяемых материалов без изменения существующей технологии сборки.

УДК 621.77:621.787.4

Е.М. МАКУШОК, Т.В. КАЛИНОВСКАЯ,  
С.М. КРАСНЕВСКИЙ, Д.И. ДМИТРОВИЧ

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-АНАЛИТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ПЛОЩАДОК КОНТАКТА ПРИ ВДАВЛИВАНИИ ТЕЛ РАЗНОЙ КРИВИЗНЫ

Для реализации каждого конкретного процесса поверхностного пластического деформирования (ППД) следует выявить такие условия обработки изделия, которые обеспечивали бы оптимальное накопление деформаций в поверхностном слое с целью его упрочнения и наведения эпюры сжимающих остаточных напряжений при сохранении достаточного ресурса пластичности. Следовательно, необходимо раскрывать связь технологических параметров (усилие, приведенная кривизна контакта, подача, число циклов нагружения) с физико-механическими параметрами процесса (фактическая поверхность контакта, относительные нормальные и касательные напряжения, механические свойства контактирующих материалов), что обеспечит возможность анализа и управления им.

При разработке технологических процессов ППД важную роль играет правильное определение (аналитическое или экспериментальное) площадки контакта, величина которой совместно с приложенным усилием определяет среднее нормальное давление упрочнения поверхностного слоя.

Настоящее исследование проводилось с целью определения площадок контакта, формирующихся при вдавливании, поскольку последнее является основой процессов ППД. Качение с присущими ему особенностями развивается на его фоне.

Размеры упругопластических площадок вдавливания рассчитывались по формулам, выведенным авторами и основанным на определении псевдоупругой площадки с пластическим приращением опорной площадки, пропорциональным разнице между полной эпюрой средних нормальных напряжений и эпюрой предельных упругих напряжений на площадке контакта, а также приращением ее за счет скрытой волны. В формулах учитываются приведенный радиус кривизны контакта и физико-механические свойства исследуемого материала и индентора.

Для плоской задачи (вдавливание цилиндра в плоскость с контактом по образующей) ширина площадки контакта

$$2b = 2 \cdot 2,545 \rho \bar{\nu} \bar{\sigma}_n k n_{\text{н}} n_{\text{в}} . \quad (1)$$

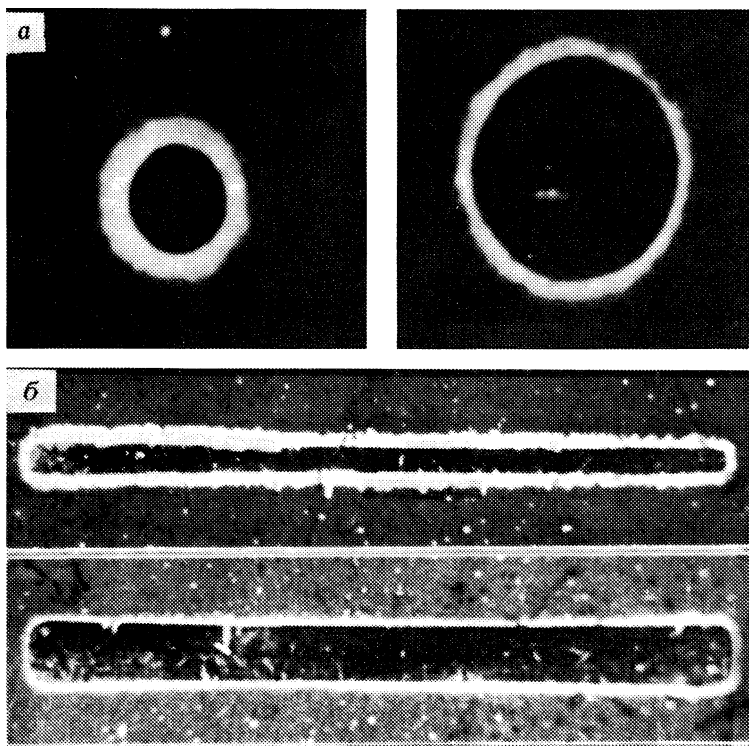


Рис. 1. Пятна контакта от вдавливания в плоскость шарика (а) и ролика (б)

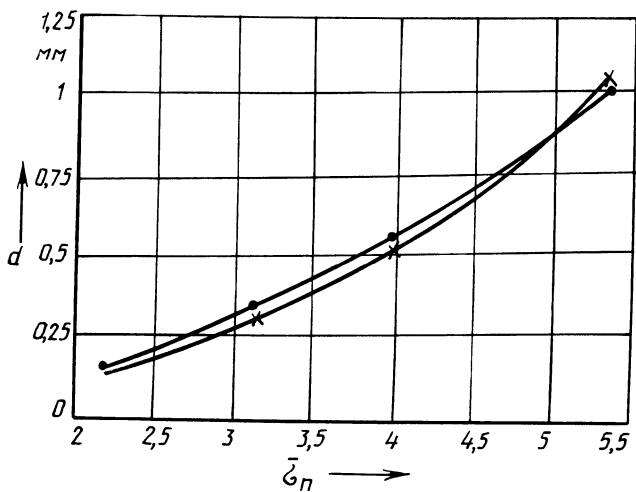


Рис. 2. Зависимость диаметра отпечатка от относительного среднего нормального напряжения на площадке контакта

Для осесимметричной задачи (вдавливание шара в плоскость) ширина отпечатка (диаметр шара) .

$$2b = d = 2 \cdot 4,716 \rho \bar{\nu} \bar{\sigma}_n k n_{\text{п}} n_{\text{в}} . \quad (2)$$

В формулах (1) и (2)  $\rho$  – приведенный радиус кривизны контакта;  $\bar{\nu}$  – упругая постоянная пары деталь–инструмент;  $\bar{\sigma}_n$  – относительное среднее нормальное напряжение;  $k$  – предел текучести материала детали на сдвиг;  $n_{\text{п}}$  – коэффициент приращения опорной площадки;  $n_{\text{в}}$  – коэффициент приращения площадки за счет скрытой волны. При заданном  $\bar{\sigma}_n$  оба коэффициента имеют конкретные значения.

Экспериментальное исследование площадок контакта проводилось при вдавливании в плоскость (материал Д14) шарика диаметром 10 мм и ролика диаметром 11 мм и длиной 10 мм. Контакт с роликом осуществлялся вдоль его образующей. Ролик и шарик были изготовлены из стали ШХ15. С целью выявления упругой и пластической зон отпечатков поверхность образца перед испытанием покрывали тонким слоем сажи. Нагружение шарика производилось усилиями от 100 до 1200 Н с интервалами в 100 Н, ролика – усилиями от 1 до 8 кН.

После снятия нагрузки на поверхности оставались темные отпечатки с белым ореолом, относительная ширина которого (по сравнению с темным ядром отпечатка) уменьшалась по мере роста нагрузки (рис. 1). Профилограммы при сравнении с фотографиями отпечатков свидетельствуют о том, что имеется растянутая свободная поверхность, с которой при упругом отпружинивании после снятия нагрузки страхивается сажа, в результате чего создается белый ореол.

С теми же усилиями вдавливали шарик в чистую шлифованную поверхность. Под микроскопом были видны отпечатки, практически совпадающие с полученными при использовании сажи. Следовательно, темное ядро отпечатка на саже представляет собой упругопластическую площадку вдавливания, контур которой ограничен скрытой волной, сформировавшейся в результате вытеснения из-под площадки контакта пластического смещенного объема материала, рост которого при увеличении усилия вдавливания способствует уменьшению зоны упругого растяжения поверхности (светлого ободка).

На рис. 2 в координатах  $d-\bar{\sigma}_n$  приведена диаграмма нагружения для шара–плоскости. Точками показаны расчетные диаметры отпечатков, крестиками – экспериментальные. Как видно из рисунка, отклонение расчетных значений от экспериментальных не превышает 5...6%. При вдавливании цилиндра в плоскость по образующей (плоская задача) точность расчета примерно та же.

Таким образом, зависимости, полученные с использованием синергетического подхода к анализу закономерностей ППД, показали хорошее совпадение с экспериментальными данными и могут быть применены в расчетах, связанных с оптимизацией изучаемого процесса.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ВКЛАДА ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЫШЕНИЕ ВЫНОСЛИВОСТИ ПРИ ППД ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 45

Поверхностное пластическое деформирование (ППД) является эффективным способом упрочнения поверхностных слоев изделий и как следствие существенного повышения характеристик усталостной прочности детали, особенно в местах локальных концентраций напряжения.

Механизм повышения усталостных прочностных характеристик недостаточно ясен, но основными макрофакторами, от которых он зависит, являются деформационное упрочнение (можно характеризовать повышением твердости) поверхностных слоев изделий и наведение эпюры сжимающих остаточных напряжений. При деформационном упрочнении происходит локальное (в пределах пластически деформированного поверхностного слоя) повышение механических характеристик ( $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ ) материала. Одновременно в процессе наклепа наводится эпюра остаточных напряжений (как правило, сжимающих), что связано с объемными изменениями в пластически деформированных слоях металла.

Существуют различные мнения относительно доли вклада деформационного упрочнения и остаточных напряжений сжатия в повышение характеристик усталостной прочности. Так, в [1] указывается, что основное значение в упрочняющем эффекте имеют остаточные напряжения, причем это распространяется на все материалы. В работе [2] утверждается, что для высокопрочных (малопластичных) материалов основную роль играют остаточные напряжения сжатия, а для пластичных материалов эффекты от двух вышеназванных факторов примерно одинаковы.

В работе экспериментально исследовалось влияние деформационного упрочнения и наведенной эпюры остаточных напряжений сжатия на повышение выносливости после ППД образцов из стали 45 в состоянии поставки. Для этого были построены кривые усталостной прочности стали 45 в исходном состоянии. Испытания проводились на испытательной машине типа УБМ, схема испытаний – изгиб с вращением. Кривая усталости точечных образцов характеризовалась следующими значениями: на базе циклов до разрушения  $N_p = 10^5$   $\sigma = 430$  МПа; на базе  $N_p = 10^6$   $\sigma = 370$  МПа, предел усталости  $\sigma_{-1} = 350$  МПа. Часть образцов была подвергнута поверхностному пластическому деформированию. Обкатка производилась на токарном станке со следующими параметрами: частота вращения шпинделя – 160 об/мин, подача – 0,05 мм/об, смазочный материал – машинное масло. Геометрические параметры обкатного ролика: диаметр – 59 мм, профильный радиус –  $R_{пр} = 3$  мм. Усилие обкатки составляло 1000 Н, число проходов обкатного ролика  $n = 3$ .

Для упрочненных образцов была построена кривая усталости со следующими значениями: на базе циклов до разрушения  $N_p = 10^5$   $\sigma = 520$  МПа; на базе  $N_p = 10^6$   $\sigma = 480$  МПа,  $\sigma_{-1} = 440$  МПа.

Табл. 1. Влияние видов обработки на остаточные напряжения

Состояние материала образцов	Остаточные напряжения, МПа	
	осевые	тангенциальные
Состояние поставки, после точения	-1,4	+40
После ППД	-300	+10
После ППД и пластического деформирования растяжением	-13	-40

Часть образцов для снятия остаточных напряжений после их ППД была равномерно растянута до средней деформации сдвига  $\Gamma_{\text{пр}} = 6 \cdot 10^{-2}$ . Известно [3], что пластическая деформация практически полностью снимает остаточные напряжения. Для контроля рентгеновским методом по стандартной методике на установке ДРОН-2 были определены остаточные напряжения в поверхностных слоях образцов (табл. 1).

Данные испытаний образцов, подвергнутых ППД и пластической деформации растяжением для снятия остаточных напряжений, использовались также для построения кривой усталости, которая характеризовалась следующими значениями: на базе циклов до разрушения  $N_p = 10^5$   $\sigma = 470$  МПа; на базе  $N_p = 10^6$   $\sigma = 440$  МПа,  $\sigma_{-1} = 410$  МПа.

Из анализа экспериментальных данных следует вывод, что повышение характеристик усталостной прочности при ППД образцов из стали 45 (состояние поставки, пластичный материал) происходит в основном за счет деформационного упрочнения их поверхностного слоя. Вклад остаточных напряжений в повышение выносливости при ППД невелик и составляет 5...10 %.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Повышение прочности и долговечности крупных деталей машин поверхностным наклепом. — М.: НИИинформтяжмаш, 1970. — 144 с. 2. Кудрявцев И.В. Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении. — М.: Машгиз, 1951. — 218 с. 3. Б и р г е р И.А. Остаточные напряжения. — М.: Машгиз, 1963. — 232 с.

УДК 621.771.014

М.С. БЕЗВЕРХИЙ, Н.Г. СЫЧЕВ

### МОЩНОСТЬ СИЛ КОНТАКТНОГО ТРЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СДВИГОМ ВАЛКОВ

При рассмотрении поперечного сечения очага деформации, образованного в случае прокатки с осевым взаимнопротивоположным перемещением валков, на нем можно выделить четыре участка (рис. 1). На участках 1 и 4 силы контактного трения направлены так же, как и при обычной прокатке, на участках 2 и 3 — противоположно.

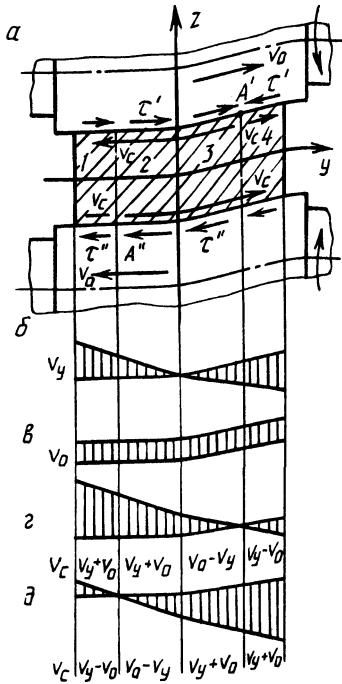


Рис. 1. Силы трения и эпюры скоростей скольжения металла в поперечном сечении очага деформации:

*a* — схема сил трения; *б* — при обычной прокатке [1]; *в* — от перемещения валка; *г, д* — результирующие верхнего и нижнего валков соответственно;  $v_y$  — скорость течения металла в уширение при обычной прокатке;  $v_0$  — скорость осевого перемещения валка;  $v_\epsilon$  — результирующая скорость скольжения

В результате принудительного осевого перемещения валков во взаимно противоположных направлениях со скоростью  $v_0$  прокатываемой полосы через бочку валков передается положительная мощность, если направление силы трения на участке совпадает с направлением перемещения валка.

Передаваемая мощность

$$N_{в.о} = N'_{в.о} + N''_{в.о} = N'_{в1} + N'_{в2} + N'_{в3} - N'_{в4} - N''_{в1} + N''_{в2} + N''_{в3} + N''_{в4}, \quad (1)$$

где индекс 1...4 означает принадлежность соответствующему участку, а степень — верхнему или нижнему валку.

В общем виде

$$N_{в.о} = \iint_F \tau v_0 dF,$$

где  $\tau$  — сила трения;  $F$  — площадь контакта.

Мощность трения при поперечном скольжении прокатываемой полосы от носительно валков

$$N_T = N_{T1} + N_{T2} + N_{T3} + N_{T4}. \quad (2)$$

Принимая  $N_T = \iint_F \tau v_y dF$  (где  $v_y$  — скорость течения металла в уширение при обычной прокатке), получим



$$\left. \begin{aligned}
 N_{\tau 1} &= \iint_{F_1} \tau' (v_y + v_o) dF + \iint_{F_1} \tau'' (v_y - v_o) dF = \\
 &= N'_{\tau 1} + N'_{B1} + N''_{\tau 1} - N''_{B1}; \\
 N_{\tau 2} &= \iint_{F_2} \tau' (v_y + v_o) dF + \iint_{F_2} \tau'' (v_o - v_y) dF = \\
 &= N'_{\tau 2} + N'_{B2} + N''_{B2} - N''_{\tau 2}; \\
 N_{\tau 3} &= \iint_{F_3} \tau' (v_o - v_y) dF + \iint_{F_2} \tau'' (v_y + v_o) dF = \\
 &= N'_{B3} - N'_{\tau 3} + N''_{\tau 3} + N''_{B3}; \\
 N_{\tau 4} &= \iint_{F_4} \tau' (v_y - v_o) dF + \iint_{F_4} \tau'' (v_y + v_o) dF = \\
 &= N'_{\tau 4} - N'_{B4} + N''_{\tau 4} + N''_{B4}.
 \end{aligned} \right\} (3)$$

Используя равенства (1), (2) и (3), находим мощность поперечных сил контактного трения при прокатке со сдвигом:

$$\begin{aligned}
 N_{\tau, c} &= N_{\tau} - N_{B, o} = N'_{\tau 1} + N'_{B1} + N''_{\tau 1} - N''_{B1} + N'_{\tau 2} + N'_{B2} + N''_{B2} - N''_{\tau 2} + \\
 &+ N'_{B3} - N'_{\tau 3} + N''_{\tau 3} + N''_{B3} + N'_{\tau 4} - N'_{B4} + N''_{\tau 4} + N''_{B4} - N'_{B1} - N'_{B2} - \\
 &- N'_{B3} + N'_{B4} + N''_{B1} - N''_{B2} - N''_{B3} - N''_{B4} = N'_{\tau 1} + N''_{\tau 1} + N'_{\tau 2} - N''_{\tau 2} - \\
 &- N'_{\tau 3} + N''_{\tau 3} + N'_{\tau 4} + N''_{\tau 4}.
 \end{aligned}$$

При одинаковых условиях трения на контактных поверхностях валков  $N'_{\tau 1} = N''_{\tau 4}$ ;  $N'_{\tau 2} = N''_{\tau 3}$ ;  $N'_{\tau 3} = N''_{\tau 2}$ ;  $N'_{\tau 4} = N''_{\tau 1}$ .

Тогда

$$N_{\tau, c} = 2N'_{\tau 1} + 2N'_{\tau 2} - 2N'_{\tau 3} + 2N'_{\tau 4} = 2(N'_{\tau 1} + N'_{\tau 2} - N'_{\tau 3} + N'_{\tau 4}). \quad (4)$$

Мощность сил трения поперечного скольжения при обычной симметричной прокатке

$$N_{\tau, об} = 2(N_{\tau 1} + N_{\tau 2} + N_{\tau 3} + N_{\tau 4}). \quad (5)$$

Уравнения (4) и (5) отличаются только знаком при  $N_{\tau 3}$ . В уравнение (4) входят члены, характеризующие обычный процесс прокатки. Но для него  $N_{\tau 3} = N_{\tau 2}$ ,  $N_{\tau 1} = N_{\tau 4}$ .

Тогда уравнение (4) запишем в виде

$$N_{\tau, c} = 2(N'_{\tau 1} + N'_{\tau 4}) = 4N'_{\tau 1}.$$

Если  $v_o \geq v_{y, \max}$ , то участки 1 и 4 отсутствуют. Тогда  $N_{\tau, c} = 0$ .

Полученное уравнение показывает, что при прокатке с осевым сдвигом валков мощность, передаваемая через бочку полосы, целиком расходуется на

компенсацию реактивной мощности сил трения. Для полной компенсации вредного действия поперечных сил трения необходимо, чтобы скорость осевого перемещения вала была равна или больше скорости течения края полосы в уширение.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. В ы д р и н В.Н. Динамика прокатных станов. – М.: Металлургиздат, 1960. – 256 с.

*УДК 658.512.011.56:621.98.01*

М.К. ДОБРОВОЛЬСКАЯ, Н.Б. ШПАК,  
Г.К. ЯХНИН

### ДИАЛОГОВОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ШТАМПОВ ДЛЯ ПРЕДПРИЯТИЙ МИНсельхозмаша

Ускорение обновления продукции машиностроения требует сокращения сроков технологической подготовки производства. Существенное значение в этом плане имеет автоматизированное проектирование штампов.

В НПО "Ритм" Минсельхозмаша СССР разрабатывается диалоговая система автоматизированного проектирования штампов ЭКСПРЕССШТАМП, которая является составной частью интегрированной САПР холодноштамповочного производства для отрасли сельскохозяйственного и тракторного машиностроения [1]. Штамповая оснастка предприятий характеризуется большим диапазоном габаритов штампов, разнообразием их конструкций, сравнительно невысоким уровнем унификации узлов и деталей штампов.

В настоящее время на многих предприятиях страны успешно внедряются системы автоматизированного проектирования штампов семейства АВТОШТАМП. Эти системы отличаются, как правило, высокими уровнем автоматизации и скоростью проектирования на ЭВМ [2]. Автоматизация проектирования основывается на базовом наборе типовых конструкций штампов с достаточно большим уровнем унификации. Процесс проектирования сводится практически к доработке заданной типовой конструкции штампа, типовых деталей и заготовок на основании оперативной исходной информации о штампуемой детали и некоторых технологических и планово-экономических данных. Проектирование осуществляется в автоматическом режиме, в отдельных системах применяются элементы диалога на этапе ввода оперативной информации. Ход вычислительного процесса и последовательность реализации проектирующих процедур жестко предопределяются алгоритмом проектирования и оперативными исходными данными. Вмешательство человека в процесс проектирования практически исключается. Основными недостатками систем семейства АВТОШТАМП, сдерживающими широкое их распространение на предприятиях машиностроения, являются достаточно большая трудоемкость пополнения базового набора типовых конструкций штампов с целью расширения номенклатуры проектируемых типов и повышенные требования к квалификации специалистов, обеспечивающих развитие указанных систем. Опыт

внедрения систем семейства АВТОШТАМП на предприятиях Минсельхозмаша показал необходимость разработки и реализации принципиально нового подхода к автоматизации проектирования штампов.

Предприятия отрасли оснащаются современной вычислительной техникой, которая обладает высокими возможностями по реализации диалогового взаимодействия ЭВМ с проектировщиком (АРМы, персональные ЭВМ, дисплейные станции), что позволяет рационально распределить функции между человеком и ЭВМ в процессе проектирования. При этом на проектировщика возлагаются функции принятия технических решений в ситуациях, которые трудно формализовать при разработке алгоритма проектирования. Участие человека непосредственно в процессе автоматизированного проектирования в САПР ЭКСПРЕССШТАМП позволило снизить требования к уровню унификации проектируемых штампов, трудоемкость развития системы с целью расширения номенклатуры штампов, проектируемых на ЭВМ.

При создании САПР ЭКСПРЕССШТАМП и при ее дальнейшем развитии процесс проектирования штампов расчленяется на составляющие части — проектные процедуры (расчетные процедуры, процедуры оформления чертежей, спецификаций, процедуры принятия решения преобразования информации и т. д.). Выделяются проектные процедуры, подлежащие программной реализации (А-процедуры), и процедуры, выполняемые человеком (Д-процедуры) [3]. Инвариантное ядро САПР ЭКСПРЕССШТАМП составляет универсальная диалоговая система конструирования, которая выполняет следующие функции: активизацию А- и Д-процедур в заданной последовательности; подготовку проектных процедур к реализации; ведение информационных баз условно-постоянных данных; организацию диалога человек—ЭВМ; автоматический синтез программ, обеспечивающих требуемую последовательность (цепочку) выполнения А-процедур; вывод текстовой и графической информации на устройства отображения; выполнение сервисных функций.

В САПР ЭКСПРЕССШТАМП к А-процедурам отнесены процедуры инженерно-технического расчета штампа (расчет усилий штамповки, определение центра давления штампа, расчет исполнительных размеров деталей штампов, деталей штампов на прочность, проектирование рабочей зоны матрицы, процедуры решения геометрических задач и др.), а также ряд других, связанных с вычерчиванием чертежей деталей штампов, получением текстовой конструкторской документации и разработкой управляющих программ для обработки рабочих деталей штампов на оборудовании с ЧПУ. К Д-процедурам отнесены процедуры выбора конструкции штампа и конструктивного исполнения деталей штампа, процедуры диалоговой доработки чертежей-заготовок и ручной доработки некоторых чертежей, управления общим процессом проектирования штампа и т. д.

САПР ЭКСПРЕССШТАМП включает развитую информационную базу проектирования штампов, в которой содержатся: данные о конструкциях штампов, о типовых деталях и заготовках; библиотека типовых конструктивных элементов и библиотека чертежей-заготовок; нормативно-справочные данные; типовые спецификации и спецификации-заготовки, подлежащие доработке в диалоговом режиме; типовые тексты и надписи к чертежам; данные о применимости деталей штампов и другая информация. Информационная база обеспечивает информацией проектировщика при выполнении Д-процедур и

программы, реализующие А-процедуры.

При автоматизированном проектировании проектировщик сам определяет технологию проектирования штампа: принимает решение об использовании одной из имеющихся в базе данных типовых конструкций штампа или о проектировании оригинальной; определяет номенклатуру деталей штампа, подлежащих автоматизированному проектированию; выбирает с использованием библиотеки графических элементов требуемое конструктивное исполнение сборочной единицы, детали или отдельных ее элементов; выбирает из библиотеки типовые надписи на поле чертежа и при необходимости дорабатывает их в режиме диалога.

САПР ЭКСПРЕССШТАМП разрабатывается как открытая диалоговая система проектирования, которая может совершенствоваться и развиваться за счет последовательного и независимого наращивания А- и Д-процедур проектирования. Система пригодна к промышленной эксплуатации на самых ранних стадиях ее создания на предприятии. Значительная часть работы по совершенствованию и развитию системы может выполняться заводскими специалистами по проектированию штампов, не имеющими глубоких знаний и опыта в области автоматизации проектных работ.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Д о б р о в о л ь с к а я М.К. Состояние и перспективы развития САПР холодноштамповочного производства в отрасли ТiСХМ // Совершенствование конструирования, изготовления и эксплуатации штампов для холодной штамповки на предприятиях отрасли, – Барнаул, 1982. – С. 23–25. 2. Г р и в а ч е в с к и й А.Г., П р о х в а т к и н Н.В. Моделирование и автоматизация проектирования штампов / Под ред. Е.А. Стародетко. – Минск: Наука и техника, 1986. – 198 с. 3. Т е т е р и н Г.П., Ш п а к Н.Б., Д о б р о в о л ь с к а я М.К. Применение диалоговой системы конструирования при автоматизированном технологическом проектировании // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1987. – № 7. – С. 4.

УДК 621.771

ХОАНГ ВАН ДАО

### КИНЕМАТИЧЕСКИЕ И СИЛОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОКАТКИ В ВАЛКАХ С КОЛЕБЛЮЩИМСЯ БАНДАЖОМ

Теоретические и экспериментальные исследования в области обработки металлов давлением, проведенные в последнее время, подтверждают возможность применения низкочастотных колебаний в целях дальнейшей ее интенсификации [1, 2]. При прокатке с наложением низкочастотных колебаний рабочие валки, кроме вращательного движения, совершают колебательное движение в радиальном, продольном, крутильном или смешанных направлениях. В этих процессах давление металла на валки снижается за счет уменьшения площади контакта металла с валком, снижения сопротивления металла пластической деформации, изменения характера напряженного состояния обрабатываемого металла в очаге деформации, изменения условия контактного трения.

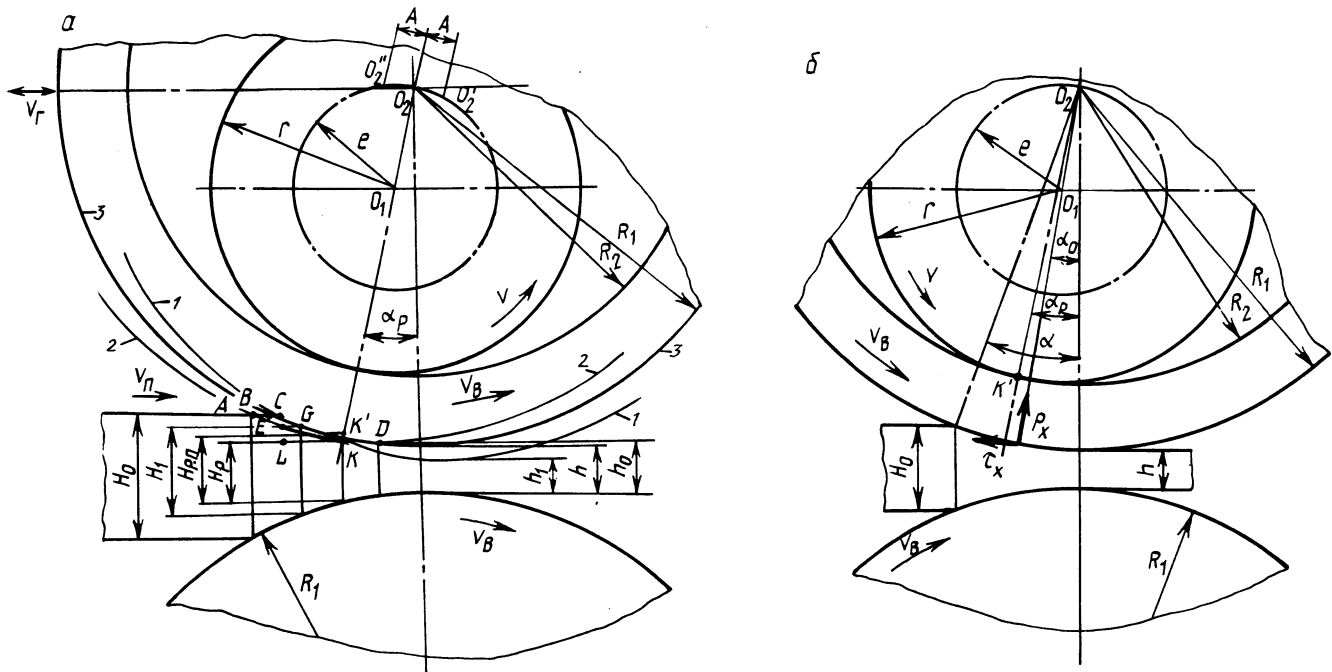


Рис. 1. Схема процесса прокатки в валках с колеблющимся бандажом

В данной работе рассмотрен процесс продольной прокатки в валках с колеблющимися бандажами (рис. 1, а). Отличие этого способа от известных способов прокатки состоит в том, что только бандаж совершает одновременно в процессе прокатки колебательное движение в горизонтальном и вертикальном направлениях.

Рассмотрим кинематические особенности этого способа. Средняя скорость перемещения бандажа в горизонтальном направлении —  $v_r$ . Валки вращаются с окружной скоростью  $v_b$ . Средняя скорость движения ленты —  $v_n$ , причем, пренебрегая опережением, принимаем, что  $v_n = v_b$ . Если скорость горизонтального перемещения бандажа больше скорости движения ленты, то, как видно из рис. 1, а, бандаж внедряется в ленту в выходной части очага деформации. Имеет место разрыв контакта металла с валком во входной части, в данном случае в начальный момент по дуге  $AK$ . Так как лента движется по направлению прокатки со скоростью  $v_n$ , то площадь контакта металла с валком растет и в конечный момент дуга увеличивается на отрезок  $GK$ . Аналогично при движении в обратном направлении бандаж внедряется в ленту с входной части очага деформации и имеет место разрыв контакта металла с валком в выходной части. Дуга контакта в начальный момент определяется как  $AK$ , а в конечный момент увеличивается на  $KD$ .

Из вышеизложенного видно, что при прокатке в валках с колеблющимися бандажами имеет место частичный разрыв контакта металла с валком. Причем максимальные площади контакта наблюдаются в крайних точках колебания бандажа. Это явление придает процессу ряд особенностей, таких как уменьшение площади контакта металла с валком, уменьшение степени деформации и контактного трения в очаге деформации.

Определим степень снижения давления металла на валки, не учитывая изменения сил контактного трения. Из рис. 1, а с условием  $v_r \geq v_n$  видно, что

$$v_r/v_b = AC/AB. \quad (1)$$

Принимая дуги  $AK$  и  $CK$  за прямые, из  $\triangle ACK$  и  $\triangle CLK$  имеем:

$$AC/AB = CL/GM; \quad (2)$$

$$GM = \frac{H_1 - H_p}{2}; \quad (3)$$

$$CL = \frac{H_0 - H_p}{2}, \quad (4)$$

где  $H_1$  — текущая толщина ленты во входной части очага деформации;  $H_p$  — толщина ленты в положении равновесия;  $H_0$  — начальная толщина ленты.

Подставив выражения (3), (4) в уравнение (2) и затем (1), учитывая  $v_b = v_n$ , получим

$$\frac{v_r}{v_b} = \frac{H_0 - H_p}{H_1 - H_p}. \quad (5)$$

После преобразования

$$H_1 = H_p + \frac{v_B}{v_r} (H_0 - H_p). \quad (6)$$

Так как бандаж совершает колебательное движение через положение равновесия

$$h_0 = H_p - \frac{v_B}{v_r} (H_0 - H_p). \quad (7)$$

Толщину ленты в положении равновесия можно определить по выражению

$$H_p = H_{p.n} - e(1 - \cos A/e) \cos \alpha_p, \quad (8)$$

где  $H_{p.n}$  — толщина ленты в положении равновесия в процессе прокатки без колебания;  $e$  — эксцентриситет валка;  $A$  — амплитуда колебания бандажа;  $\alpha_p$  — угол равновесия бандажа.

Из рис. 1, б и условия равновесия бандажа имеем

$$\int_0^{\alpha} P_x R_1 d\alpha_x R_2 (\alpha_p - \alpha_0) - \left( \int_0^{\alpha_n} \mu P_x R_1 d\alpha_x - \int_0^{\alpha_n} \mu P_x R_1 d\alpha_x \right) \frac{R_1 - R_2}{\cos \alpha_0} = 0. \quad (9)$$

После интегрирования получим выражение для определения угла равновесия:

$$\alpha_p = \alpha_0 + \frac{\mu (R_1 - R_2) (\alpha - 2\alpha_n)}{R_2 \alpha \cos \alpha_0}, \quad (10)$$

где  $\alpha_0$  — угол приложения равнодействующей силы;  $R_1, R_2$  — соответственно внешний и внутренний радиусы бандажа;  $\alpha$  — угол охвата;  $\alpha_n$  — нейтральный угол.

Степень снижения давления металла на валки можно определить следующим образом:

$$\eta_p = \frac{p_{ср.п} A_{п} - p_{ср.б} A_{б}}{p_{ср.п} A_{п}}, \quad (11)$$

где  $p_{ср.п}, p_{ср.б}$  — среднее контактное давление на валки при обычной прокатке и при прокатке с колеблющимся бандажом;  $A_{п}, A_{б}$  — площади контакта металла с валком.

Так как самое большое давление металла на валки имеет место при прокатке в валках с бандажами, когда бандаж движется по направлению прокатки и находится в крайнем положении, значения  $A_{п}, A_{б}$  можно определить по выражениям [3]:

$$A_{п} = \sqrt{R_1 \Delta h_{п}} b; \quad (12)$$

$$A_{б} = \sqrt{R_1 \Delta h_{б}} b, \quad (13)$$

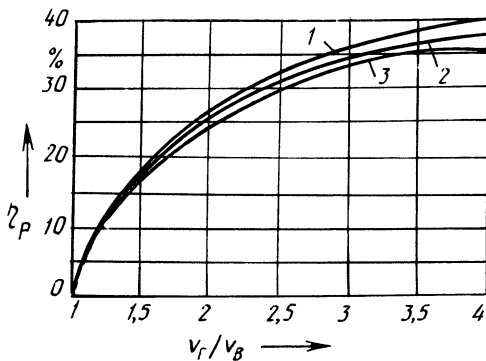


Рис. 2. Зависимость степени снижения давления металла на валки от соотношения  $v_r/v_B$ :  
 1 -  $\epsilon = 16\%$ ; 2 -  $\epsilon = 33,3\%$ ; 3 -  $\epsilon = 50\%$ ;  $\mu = 0,1$ ;  $R_1 = 100$ ;  $R_2 = 75$ ;  $e = 10$ ;  $A = 0,8$

где

$$\Delta h_{н} = H_0 - h_1, \quad (14)$$

$$\Delta h_{б} = H_1 - h_1. \quad (15)$$

Среднее контактное давление определяется по выражениям:

$$p_{ср.н} = 2\tau \frac{2h_1}{\Delta h_{н}(\delta_{н}-1)} \left(\frac{h_{н.н}}{h_1}\right) \left[\left(\frac{h_{н.н}}{h_1}\right)^{\delta_{н}} - 1\right]; \quad (16)$$

$$p_{ср.б} = 2\tau \frac{2h_1}{\Delta h_{б}(\delta_{б}-1)} \left(\frac{h_{н.б}}{h_1}\right) \left[\left(\frac{h_{н.б}}{h_1}\right)^{\delta_{б}} - 1\right], \quad (17)$$

где

$$\delta_{н} = \frac{\mu 2l_{н}}{\Delta h_{н}}; \quad (18)$$

$$\delta_{б} = \frac{\mu 2l_{б}}{\Delta h_{б}}; \quad (19)$$

$$\frac{h_{н.н}}{h_1} = \left\{ [1 + \sqrt{1 + (\delta_{н}^2 - 1)(H_0/h_1)}] / (\delta_{н} + 1) \right\}^{1/\delta_{н}}; \quad (20)$$

$$\frac{h_{н.б}}{h_1} = \left\{ [1 + \sqrt{1 + (\delta_{б}^2 - 1)(H_1/h_1)}] / (\delta_{б} + 1) \right\}^{1/\delta_{б}}. \quad (21)$$

Подставив (12), (13), (16) и (17) в (11), после сокращения получим

$$\eta_p = 1 - \frac{\sqrt{\Delta h_{н}}(\delta_{н}-1)h_{н.б} \left[\left(\frac{h_{н.б}}{h_1}\right)^{\delta_{б}} - 1\right]}{\sqrt{\Delta h_{б}}(\delta_{б}-1)h_{н.н} \left[\left(\frac{h_{н.н}}{h_1}\right)^{\delta_{н}} - 1\right]}. \quad (22)$$



Степень снижения давления на валки можно определить по выражению (22). Расчетные степени снижения давления на валки показаны на рис. 2. Из рис. 2 видно, что чем больше соотношение  $v_r/v_B$ , тем больше степень снижения давления на валки.

При прокатке в валках с колеблющимся бандажом обеспечивается значительное снижение давления металла на валки. При улучшении условия контактного трения металла с валком за счет частичного разрыва контакта, то эффект снижения давления металла на валки еще увеличивается.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Северденко В.П., Степаненко А.В., Хренов О.В. Прокатка с механическими колебаниями валков // Докл. АН БССР. – 1971. – Т. XV, № 10. – С. 900–903.
2. Николаев В.А. Давление и момент при прокатке полосы с вибрационным нагружением // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1971. – № 6. – С. 102–105.
3. Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

УДК 563.12:669.046

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, И.А. ТРУСОВА,  
Э.А. ГУРВИЧ, В.Б. КОВАЛЕВСКИЙ, В.А. ХЛЕБЦЕВИЧ

### РАСЧЕТ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СЛИТКОВ И ЗАГОТОВОК ПЕРЕД ПРОКАТКОЙ

Решение вопросов интенсификации процессов производства проката требует тщательного изучения сопутствующих тепловых и термомеханических явлений. Почти полное отсутствие в отечественной и зарубежной литературе соответствующих экспериментальных данных, обусловленное известными методическими и организационными трудностями проведения качественного эксперимента, привело к поиску новых методов оценки этих явлений. В последнее время наибольшее распространение, в частности в инженерной практике, получил метод математического моделирования.

В работе предлагается математическая модель термоупругопластичности при радиационно-конвективном нагреве сплошного неограниченного цилиндра с учетом зависимости теплофизических и термомеханических свойств материала от температуры. Реализация модели позволяет проследить динамику изменения полей температур и термических напряжений в массивных цилиндрических слитках и заготовках и оценить их состояние перед прокаткой и прошивкой.

Считаем материал нагреваемого тела идеальным упругопластическим, предел текучести – линейной функцией температуры  $\sigma_T = \sigma_T^0 (1 - KT)$ . В качестве условия пластичности принимаем условие текучести Сен-Венана  $\sigma_T = \sigma_r - \sigma_\theta$ .

Зона пластических деформаций ограничена радиусами  $R$  и переменным  $r_0$ , а в зоне  $0 \leq r \leq r_0$  имеют место упругие напряжения (рис. 1).

Соотношения для напряжений базировались на решении температурной задачи, полученной ранее [1] с применением схемы теплового пограничного

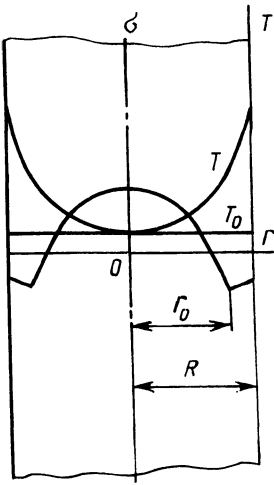


Рис. 1. Расчетная схема упруго-пластических напряжений при нагреве цилиндра

слоя [2]. В соответствии с этим температурные функции, описывающие тепловое состояние массивного цилиндра в любой момент времени, будут иметь вид:

инерционный период

$$\theta(\rho, \tau) = \theta_{\pi}^0 - \frac{\text{Sk}(1 - U^4) + \text{Bi}(1 - U)}{2(1 + \epsilon_{\lambda} U)} (1 - \rho^2),$$

где  $\rho = r/R$  — безразмерная текущая координата;  $\theta_{\pi}^0 = T_{\pi}^0/T_c$  — безразмерная температура поверхности тела; Sk, Bi — критерии Старка и Био;

$$U = \frac{\theta_0(1 + \epsilon_{\lambda} \theta_0) + (\text{Sk} + \text{Bi})/2}{1 + \epsilon_{\lambda} \theta_0}; \quad \theta_0 = T_0/T_c -$$

безразмерная начальная температура;  $\epsilon_{\lambda}$  — параметр, отражающий зависимость теплопроводности от температуры;

регулярный период

$$\theta(\rho, \tau) = \theta_{\pi} - \frac{\text{Sk}(1 - \theta_{\pi}^4) + \text{Bi}(1 - \theta_{\pi})}{2(1 + \epsilon_{\lambda} \theta_{\pi})} (1 - \rho^2).$$

По аналогии с [3] запишем выражения для напряжений с учетом переменности термомеханических свойств материала:

в зоне упругих деформаций

$$\bar{\sigma}_r = C \left\{ 1 + \epsilon_E [\theta_{\pi} - A(1 - \rho^2)] \right\} \left[ \frac{\epsilon_{\alpha} A \theta_{\pi} - \epsilon_{\alpha} A^2 + A}{4} (\rho_0^2 - \rho^2) + \frac{\epsilon_{\alpha} A^2}{12} (\rho_0^3 - \rho^3) + \ln |\rho_0| (-DA - 1 + D\theta_{\pi}) - \frac{DA(1 - \rho_0^2)}{2} \right]; \quad (1)$$

$$\bar{\sigma}_{\theta} = C \left\{ 1 + \epsilon_E [\theta_{\pi} - A(1 - \rho^2)] \right\} \left[ \frac{\epsilon_{\alpha} A \theta_{\pi} - \epsilon_{\alpha} A^2 + A}{4} (\rho_0^2 - 3\rho^2) + \frac{\epsilon_{\alpha} A^2}{12} (\rho_0^3 - \rho^3) - \frac{\epsilon_{\alpha} A^2}{2} \rho^4 + \ln |\rho_0| (-DA - 1 + D\theta_{\pi}) - \frac{DA(1 - \rho_0^2)}{2} \right]; \quad (2)$$

в зоне пластических деформаций

$$\bar{\sigma}_r = \ln |\rho| (-DA - 1 + D\theta_{\pi}) - \frac{DA(1 - \rho^2)}{2}; \quad (3)$$

$$\bar{\sigma}_\theta = \ln|\rho|(-DA - 1 + D\theta_{\text{п}}) - (1 - D\theta_{\text{п}}) - \frac{3DA(1 - \rho^2)}{2}. \quad (4)$$

Граница пластической зоны определяется из условия неразрывности тангенциальных и радиальных напряжений в точке сопряжения упругой и пластической зон, т. е. в точке  $\rho_0$ :

$$C \left\{ 1 + \epsilon_E [\theta_{\text{п}} - A(1 - \rho_0^2)] \left[ - \frac{\epsilon_\alpha A \theta_{\text{п}} - \epsilon_\alpha A^2 + A}{2} \rho_0^2 + \frac{\epsilon_\alpha A^2}{6} \rho_0^3 - \frac{\epsilon_\alpha A^2}{2} \rho_0^4 \right] - \left\{ 1 - D[\theta_{\text{п}} - A(1 - \rho_0^2)] \right\} \right\}, \quad (5)$$

где  $C = \frac{\alpha_0 T_0 E_0}{\sigma_T^0 (1 - \mu)}$ ;  $\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{\sigma_T^0}$ ;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $E_0$ ,  $\alpha_0$  – модуль

упругости и коэффициент линейного расширения при начальной температуре металла;  $\epsilon_E$ ,  $\epsilon_\alpha$  – параметры, учитывающие зависимость модуля упругости и коэффициента линейного расширения материала от температуры;

$$A = \begin{cases} \frac{Sk(1 - U^4) + Bi(1 - U)}{2(1 + \epsilon_\lambda U)} & \text{– на инерционном этапе;} \\ \frac{Sk(1 - \theta_{\text{п}}^4) + Bi(1 - \theta_{\text{п}})}{2(1 + \epsilon_\lambda \theta_{\text{п}})} & \text{– на регулярном этапе;} \end{cases}$$

$D$  – коэффициент, учитывающий зависимость предела текучести от температуры.

Соотношения (1) ... (5) несут полную информацию о динамике температурных напряжений в процессе нагрева заготовок перед последующей пластической деформацией.

В соответствии с приведенными выражениями был просчитан вариант нагрева цилиндра  $D = 2R = 0,23$  м из стали 45 перед прокаткой с учетом возникающих термонапряжений. Теплофизические и термомеханические свойства аппроксимировали линейными зависимостями [4]. Результаты расчетов представлены графиками. Максимальные растягивающие термические напряжения (рис. 2) возникают в центре цилиндра и представляют опасность для сплошности материала до  $\rho = 0,55 \dots 0,65$ . В дальнейшем, несмотря на увеличение перепада температур (до  $\Delta t = 220$  °C), напряжения уменьшаются в 1,5...2 раза и появляется возможность ведения форсированных режимов нагрева.

При изменении радиальных и тангенциальных напряжений по сечению цилиндра в различные моменты времени (рис. 3) максимальные (по абсолютному значению) напряжения возникают на поверхности цилиндра к концу инерционного этапа, затем они резко уменьшаются.

Предложенный алгоритм использован при разработке технологии нагрева осевых заготовок диаметрами 0,23 и 0,27 м из стали ОСВ перед прокаткой на

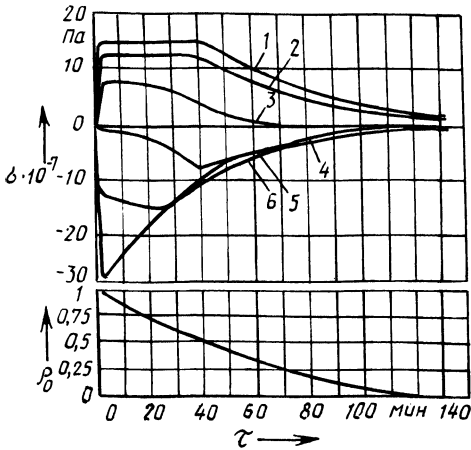


Рис. 2. Изменение термонапряжений в различных точках сечения цилиндра и границы пластической зоны  $\rho_0$  во времени:

1 -  $\rho=0$ ; 2 -  $\rho=0,2$ ; 3 -  $\rho=0,4$ ;  
4 -  $\rho=0,6$ ; 5 -  $\rho=0,8$ ; 6 -  $\rho=1,0$

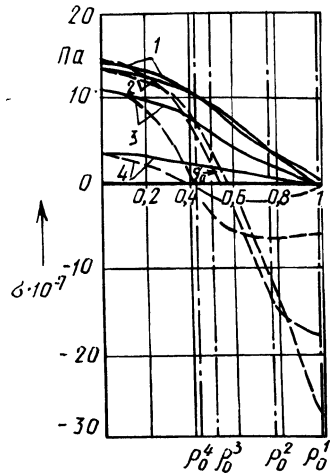


Рис. 3. Изменение радиальных (—) и тангенциальных (---) напряжений по сечению цилиндра в моменты времени:

1 -  $\tau_1 = 4$  мин; 2 -  $\tau_2 = 30$  мин;  
3 -  $\tau_3 = 60$  мин; 4 -  $\tau_4 = 120$  мин

винтовом стане 250 Днепровского металлургического комбината, предназначенном для изготовления и промышленного выпуска вагонных и локомотивных осей. В результате при промышленном опробовании режимов тепловой обработки увеличилась производительность нагревательной печи на 10 %, удельный расход топлива снизился на 5...7 %, абсолютное значение окалинообразования уменьшилось на 0,18 %, улучшились физико-механические характеристики готовой продукции и микроструктура черновой заготовки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский В.И. Инженерный способ расчета массивных тел в условиях лучистого теплообмена // Изв. вузов. Черн. металлургия. - 1986. - № 7. - С. 124-127.
2. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов. - М.: Металлургия. - 1967. - 440 с.
3. Бурцев А.И., Губа В.М., Постольник Ю.С. Уруго-пластические напряжения при лучистом нагреве цилиндра // Изв. вузов. Черн. металлургия. - 1976. - № 1. - С. 106-110.
4. Неймарк Б.Е. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. - М.; Л.: Энергия. - 1967. - 386 с.

## ПРОЧНОСТЬ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ УЛЬТРАЗВУКА

Совместная пластическая деформация металлического порошка и проволоки в процессе волочения позволяет получить покрытие высокой плотности с заданными физико-механическими свойствами [1]. Интенсивная деформация отдельных частиц металлического порошка, развиваемая на поверхности проволоки, приводит к разрушению оксидных пленок, а высокие нормальные и касательные напряжения обеспечивают контакт металлической пары и развитие не только механического, но и физико-химического взаимодействия, которое приводит к образованию прочных металлических связей [2]. Активированная частица находится одновременно в контакте с материалом проволоки и инструмента, однако вероятность образования мостиков сварки с инструментом меньше, так как инструмент находится под действием упругих деформаций, а матрица деформирована пластически. Кроме того, инструмент выполнен из карбидосодержащих материалов, в которых количество свободных связей атомов металлов минимальное, что определяет пассивность поверхности инструмента к взаимодействию с пластически деформируемым металлом. Известно, что подведение дополнительной энергии к взаимодействующим металлам приводит к увеличению числа элементарных атомов сварки [3]. Повышению энергии активации атомов может способствовать не только разогрев, но и введение ультразвука в зону пластической деформации [4].

С целью изучения влияния ультразвука на процесс формирования металлопорошкового покрытия и его прочность была применена схема подведения колебательной энергии в очаг деформации, описанная в работе [5]. Волока из твердого сплава располагались в пучности продольных смещений. Причем излучатель ультразвуковых колебаний (УЗК) размещался таким образом, чтобы металлический порошок, находящийся в питателе, мог поступать в зону деформации под действием собственного веса. Металлический порошок в процессе волочения находился под постоянным воздействием колебаний, что давало возможность судить о нем как о псевдожидкости с плотностью, меньшей плотности свободной насыпки. Амплитуда продольных колебаний волоки в свободном состоянии — 10...12 мкм. Волочение осуществлялось со скоростью 0,048 м/с. Однако при такой схеме формирования покрытие на проволоке получено не было. Поэтому опыты проводились при волочении проволоки из меди марки М1 (ГОСТ 859—78) с нанесенным ранее покрытием из порошкового олова ПО2 (ГОСТ 9723—73) дисперсностью 40 мкм по способу, описанному в работе [1]. Устройство обеспечивало волочение проволоки с наложением УЗК и без них с одинаковой степенью деформации.

Прочность покрытия оценивалась по методике, предложенной в работе [1]. С целью более точного фиксирования момента появления первых макротрещин на поверхности покрытия при изгибе образца устройство было освещено микроскопом МИР-2. Эффективность влияния УЗК на процесс адгезионного

взаимодействия металлических частиц порошка между собой и с проволокой определялась по изменению угла загиба проволоки и оценивалась отношением

$$\varepsilon = \theta_1 / \theta_2 ,$$

где  $\theta_1$  и  $\theta_2$  – предельные углы загиба проволоки с покрытием до появления первых макротрещин соответственно с УЗК и без них. Результаты экспериментов представлены в табл. 1, из которой видно, что предельные углы загиба увеличиваются с применением УЗК в исследуемом интервале степеней деформации и при увеличении степени деформации эффективность УЗК возрастает.

Для одновременного формирования порошкового слоя на проволоке и его обработки УЗК была исследована схема, по которой в волноводе продольных колебаний полуволновой длины размещали две волокна: формирующую, в пучности напряжений, и калибрующую, в пучности смещений. Полость для порошка располагалась перед формирующей волокой, что создало необходимые условия для подачи металлических частиц в зону формирующей волоки под действием УЗК. Так как диаметр волоки равен диаметру исходной заготовки, в формирующей волоке металлический порошок уплотнялся и незначительно деформировался. Окончательная адгезионная обработка покрытия производилась в калибрующей волоке. Ультразвуковая энергия интенсифицировала процесс сварки и деформирования проволоки с покрытием. Результаты экспериментов представлены в табл. 2.

Табл. 1. Экспериментальные данные по испытанию прочности покрытия

Диаметр заготовки, мм	Диаметр волоки, мм	Логарифмическая степень деформации	Угол загиба проволоки, рад		Эффективность УЗК
			без УЗК	с УЗК	
3,90	3,15	0,427	0,4363	0,5934	1,36
3,80	3,15	0,375	0,4014	0,5236	1,30
3,50	3,15	0,211	0,3229	0,3665	1,13
3,30	3,15	0,093	0,3142	0,3491	1,11
3,20	3,15	0,031	0,2967	0,3316	1,11

Табл. 2. Экспериментальные данные окончательной адгезионной обработки покрытия в калибрующей волоке

Диаметр заготовки, мм	Диаметр формирующей волоки, мм	Диаметр калибрующей волоки, мм	Суммарная логарифмическая степень деформации	Угол загиба, рад			Эффективность УЗК	
				заготовка с покрытием (с УЗК)	заготовка с покрытием (без УЗК)	заготовка с покрытием (с УЗК)	$\varepsilon_1 = \frac{\theta_1}{\theta_2}$	$\varepsilon_2 = \frac{\theta_3}{\theta_2}$
3,32	3,32	2,80	0,341	0,3840	0,3316	0,5585	1,16	1,68
3,15	3,15	2,65	0,346	0,4712	0,3491	0,6109	1,34	1,75
4,10	4,10	3,40	0,374	0,6632	0,4014	0,7330	1,65	1,82
3,15	3,15	2,70	0,377	0,6981	0,4102	0,7418	1,70	1,80
3,15	3,15	2,60	0,383	0,7330	0,4189	0,8727	1,74	2,08

В ходе экспериментов установлено, что обработка УЗК предварительно нанесенного покрытия из металлического порошка позволяет увеличить его адгезию к материалу проволоки; формирования порошкового слоя на поверхности проволоки в пучности колебаний не происходит; размещение формирующей волоки в пучности напряжений, а калибрующей в пучности смещений позволяет осуществлять процесс формирования покрытия по приведенной выше схеме; УЗК интенсифицируют процесс получения покрытия из металлических порошков.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Степаненко А.В., Сычев Е.Г., Бельский А.Т. О толщине формируемого слоя на проволоке. – Минск: БелНИИТИ, 1982. – 8 с. 2. Основы расчета на трение и износ / И.В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с. 3. Диффузионная сварка материалов / Под ред. Н.Ф. Казакова. – М.: Машиностроение, 1981. – 271 с. 4. Х о л о п о в Ю.В. Ультразвуковая сварка. – Л.: Машиностроение, 1972. – 152 с. 5. К л у б о в и ч В.В., С т е п а н е н к о А.В. Ультразвуковая обработка материалов. – Минск: Наука и техника, 1981. – 295 с.

УДК 621.777:686.4

В.Ф. БУРЕНКОВ, Е.Г. СЫЧЕВ

### СИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ПЛАКИРОВАНИЯ ПРИ ПРОШИВКЕ

Производство и использование деталей с покрытиями из различных материалов и их композиций позволяет повысить эксплуатационные качества изделий и экономить материальные ресурсы.

При введении пластичного плакирующего материала в очаг деформации в процессе закрытой прошивки возможно получение тонкослойных покрытий с хорошей адгезией к основе [1].

Процесс прошивки с плакированием отличается от обычного процесса прошивки тем, что при его осуществлении деформирующий инструмент постоянно контактирует с пластичным плакирующим материалом, который является смазочным слоем.

Существующие аналитические решения определения удельного усилия прошивки в закрытой матрице сложны для практического применения [2].

Примем в качестве расчетной жесткопластическую схему деформирования и определим удельное усилие на пуансоне по методике, предложенной в [2]. При прошивке в установившейся стадии (рис. 1) зона 1 подвергается стесненной (закрытой) осадке, в кольцевой зоне 2 возникают сжимающие радиальные напряжения, часть материала из нее вытесняется вверх в зону 3. Зоны 3 и 4 рассматриваются как жесткие. Удельное усилие на пуансоне [2]

$$p = \frac{P}{\pi r^2} = p_1 + p_2 + p_3 + p_4 + p_5 + p_6, \quad (1)$$

где  $p_1$  – усилие, необходимое для деформирования осадкой зоны 1;  $p_2$  – деформирования кольцевой зоны 2;  $p_3$  – преодоления трения по цилиндриче-

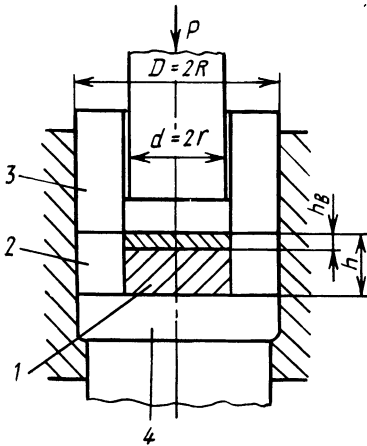


Рис. 1. Схема к расчету усилия в уставившейся стадии процесса плакирования:

1, 2 — пластические зоны; 3, 4 — жесткие зоны;  $P$  — усилие на пуансоне;  $D$  — наружный диаметр заготовки;  $d$  — диаметр пуансона;  $h$  — высота плакирующей вставки;  $h^B$  — высота пластической зоны

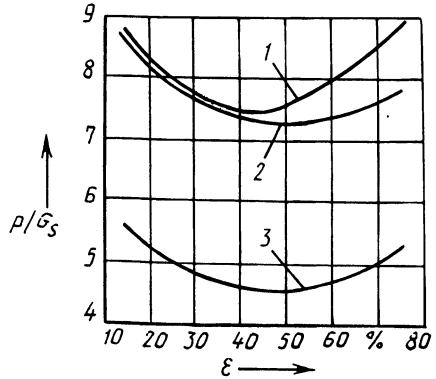


Рис. 2. Влияние степени деформации  $\epsilon$  на отношение  $p/\sigma_s$  при прошивке с плакированием алюминиевых заготовок:

1 — экспериментальная зависимость; 2 — расчетная; 3 — расчетная по М.В.Сторожеву [2];  $\epsilon$  — степень деформации;  $p$  — удельное усилие прошивки;  $\sigma_s$  — напряжение текучести основного материала

ской поверхности контакта зоны 2 и матрицы;  $p_4$  — осуществления сдвига по поверхности разрыва между зонами 1 и 2;  $p_5$  — преодоления трения между торцом пуансона и зоной 1 и сдвига по поверхности разрыва между зоной 1 и 4;  $p_6$  — осуществления сдвига по поверхностям разрыва между зоной 2 и зонами 3 и 4.

Удельное усилие  $p_1$  закрытой осадки зоны 1 определим на основании решения Л.Прандтля для осадки полосы [2]:

$$\sigma_z = - \frac{2\tau_k}{h} \rho + C. \quad (2)$$

Формула (2) дает хорошее согласование с экспериментальными данными, если известны граничные условия [3]. Ввиду того что плакирующая вставка из пластичного металла размещена в замкнутом объеме, а на ее боковую поверхность при деформировании действует давление  $p_B$ , одинаковое по всей высоте пластической зоны (давление  $p_B$ , необходимое для перехода материала зоны 2 в пластическое состояние, одинаково по всей высоте  $h$  кольца), полагаем, что напряженно-деформированное состояние плакирующей вставки не отличается от состояния основного материала. Следовательно, пластическую зону 1, включающую основной и плакирующий материалы, можно рассматривать как одно целое.

Радиальные  $\sigma_\rho$  и окружные  $\sigma_\theta$  напряжения на границе зон 1 и 2 можно определить из условий, соответствующих переходу кольцевой зоны 2 в пластическое состояние. Для этого используем дифференциальное уравнение равно-



веса элемента кольца [4]

$$\sigma_{\rho} + \frac{d\sigma_{\rho}}{d\rho} \rho - \sigma_{\theta} = 0$$

и условие пластичности вида  $\sigma_{\theta} - \sigma_{\rho} = \beta\sigma_s$ , совместное решение которых с учетом граничного условия ( $\sigma_{\rho} = -p_H$  при  $\rho = R$ ) дает:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{\rho} &= \beta\sigma_s \ln(\rho/R) - p_H; \\ \sigma_{\theta} &= \beta\sigma_s [\ln(\rho/R) + 1] - p_H. \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Наружное давление  $p_H$  на стенку матрицы определяется при помощи геометрических уравнений Коши [5] для осесимметричного напряженно-деформированного состояния и обобщенного закона Гука [2]. При расположении кольца в жесткой обойме, т. е. при  $\rho = R$ , радиальное смещение зоны  $2 u_{\rho} = 0$ . Допуская, что материал не сжимается ( $\mu = 0,5$ ), получаем формулы для определения напряжений в кольцевой зоне при переходе ее в пластическое состояние:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{\rho} &= \beta\sigma_s [\ln(\rho/R) - 2]; \\ \sigma_{\theta} &= \beta\sigma_s [\ln(\rho/R) - 1]. \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

Приняв контактные условия на торцах зоны  $l$  одинаковыми и используя условие пластичности  $\sigma_z - \sigma_{\rho} = -\beta\sigma_s$  с учетом системы уравнений (4), получим после интегрирования и преобразований

$$p_1 = \beta\sigma_s [\ln(R/r) + r/3h + 3]. \quad (5)$$

Удельные усилия  $p_2 \dots p_6$ , определяемые по методу баланса работ, принимаем по формулам М.В. Сторожева [2]. Значения составляющих подставляем в формулу (1), применив принцип минимума полной энергии формоизменения для определения размеров очага деформации и перейдя от радиусов к диаметрам, получим формулу для определения удельного усилия прошивки в установившейся стадии процесса плакирования:

$$p = \beta\sigma_s \left[ \frac{2D^2 - d^2}{D^2 - d^2} \ln(D/d) + 3,5 + 2 \sqrt{\frac{2-d/D(1+d/D)}{6d/D(1-d/D)^2(1+d/D)}} \right]. \quad (6)$$

Согласно рекомендациям [2], можно принимать  $\beta = 1,1$ , а предел текучести  $\sigma_s$  можно взять [5] как среднее значение для неупрочненного и упрочненного материалов, т. е.

$$\sigma_s = (\sigma_{s0} + \sigma_{s\epsilon})/2.$$

Для оценки возможности применения формулы (6) в практических расчетах были проведены эксперименты по изучению зависимости силовых параметров процесса прошивки с плакированием от степени деформации  $\epsilon = d^2/D^2$ . Плакирование осуществляли оловом на заготовках из алюминия АДО по схеме со свободным контейнером. Заготовки выполнялись диаметром  $D = 40$  мм и высотой  $H_0 = 50$  мм, перед прошивкой производился их высокий сжиг. Пуансоны диаметром  $d = 15, 20, 25, 30$  и  $35$  мм имели калибрующий поясok высотой  $0,25d$ .

На рис. 2 представлена зависимость отношения  $p/\sigma_s$  при прошивке с плакированием от степени деформации  $\epsilon$ . Напряжения текучести  $\sigma_s$  основного материала определяли, используя экспериментальные кривые упрочнения, полученные при сжатии образцов по методике, предложенной в [6]. Зависимости имеют минимум при  $\epsilon \sim 40\%$ . Некоторое расхождение экспериментальной 1 и теоретической 2 зависимостей при  $\epsilon > 40\%$  вызвано, по-видимому, тем, что в расчетной формуле (1) не учитывались силы трения на калибрующем пояске пуансона. Зависимость 3 построена по формуле (7.67, а) М.В. Сторожева [2].

Таким образом, получена расчетная зависимость для определения силовых параметров, которая может быть применена в практических расчетах технологического процесса плакирования прошивкой.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Буренков В.Ф., Сычев Е.Г., Шелег В.К. Исследование процесса нанесения металлического порошкового покрытия при закрытой прошивке // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1986. – № 9. – С. 4–6.
2. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1977. – 423 с.
3. Прогрессивные технологические процессы холодной штамповки/ Ф.В. Гречников, А.М. Дмитриев, В.Д. Кухарь и др. – М.: Машиностроение, 1985. – 184 с.
4. Соколовский В.В. Теория пластичности. – М.: Высш. шк., 1969. – 608 с.
5. Проскураков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н. Объемное дорнование отверстий. – М.: Машиностроение, 1984. – 224 с.
6. Креха В.А. Кривые упрочнения металлов при холодной деформации. – М.: Машиностроение, 1968. – 131 с.

УДК 621.762.2

Е.Б. ЛОЖЕЧНИКОВ, А.В. ТОЛСТИК

### ДИСКРЕТНО-НЕПРЕРЫВНОЕ ВЫДАВЛИВАНИЕ КРУГЛОЙ ЗАГОТОВКИ НЕПОСРЕДСТВЕННО ИЗ ПОРОШКА

Размеры выдавливаемой из порошка заготовки определяются объемом контейнера, в который загружается порошок (рис. 1). Загрузка порошка на пресс-остаток и процесс выдавливания обеспечивает безотходную технологию, но длина заготовки при этом ограничивается массой загружаемой в контейнер порции порошка. Сглаженные пуансоном стыки сохраняются, и заготовки легко отделяются друг от друга. При использовании пуансонов с развитой торцовой поверхностью или покрытых полиуретаном незначительно увеличивается прочность стыков [1], что не позволяет получать длинномерные изделия при малых объемах контейнеров. Низкая прочность сцепления стыков обусловлена тем, что в процессе деформирования порошка не происходит существенного увеличения площади их поверхности с выходом на них порошка из глубинных слоев.

Повышение прочности стыков в процессе деформирования предварительно уплотненного в контейнере порошка может быть обеспечено существенным увеличением их площади. Это достигается при выдавливании в инструменте, имеющем расширяющуюся полость (рис. 2).

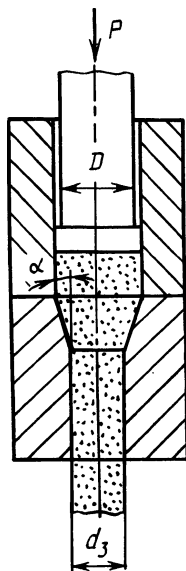


Рис. 1. Пресс-форма для выдавливания

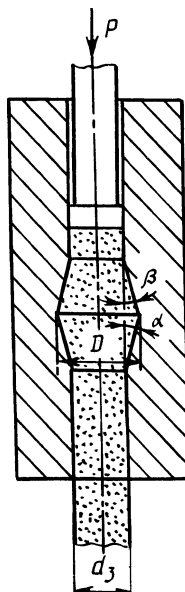


Рис. 2. Пресс-форма для выдавливания с расширяющейся полостью

Были проведены сравнительные опыты по выдавливанию заготовок из железного порошка с 4 и 6 % (по массе) парафина в пресс-формах, показанных на рис. 1 и 2. Диаметр калибрующей части пресс-форм составлял 15 мм, а их длина – 30 мм. Диаметры контейнеров пресс-форм (рис. 1 и 2) – 20 и 15 мм соответственно, а расширяющейся части пресс-формы (рис. 2) – 20 мм. Углы  $\alpha = \beta = 11^\circ 19'$ .

Результаты опытов показали независимость усилия выдавливания и плотности выдавленных заготовок от конструкции пресс-форм. Для порошка с содержанием парафина 4 % усилие составило 60 кН, а плотность заготовки –  $5,49 \text{ г/см}^3$ , 6 % – 46 кН и  $5,01 \text{ г/см}^3$ . Это соответствует нормальным контактным напряжениям на пуансоне диаметром 20 мм соответственно 191 МПа и 146 МПа, а на пуансоне 15 мм – 340 и 260 МПа.

При испытании на изгиб прочность заготовок, полученных в пресс-форме с расширяющейся полостью (рис. 1), была в 8 раз больше, чем в пресс-форме, показанной на рис. 2, и лишь на 20...25 % меньше прочности заготовок вне стыков.

При использовании пресс-формы с расширяющейся полостью усилия и разность перемещений пуансона и выдавливаемой заготовки измерялись с помощью тензометрической системы. Измерения показали, что перемещение заготовки превышает перемещение пуансона на 4,6...6,4 % и 3,3...3,7 % соответственно при 4 и 6 %-м содержании в порошке парафина. Эта разность перемещений превосходит продольное упругое последствие [2], что дает основание считать экспериментально установленным разуплотнение порошка при его деформировании с уменьшающейся гидростатической составляющей напряжений.

Для изучения деформирования выдавливаемого порошка были использованы инструменты обеих конструкций с разрезами в осевой плоскости. Это позволило извлекать уплотненный материал из их полости. В конической части матрицы (см. рис. 1) уплотненный порошок не имел каких-либо дефектов. В верхней части расширяющейся полости инструмента (см. рис. 2) в уплотненном порошке образуются продольные трещины, которые исчезают в нижней части полости.

Для выявления характера деформации и его очага при выдавливании порошка извлеченную из матрицы (см. рис. 1) заготовку разрезали по осевой плоскости и на поверхность отшлифованного среза наносили параллельные полосы вдоль и поперек оси заготовки. Совмещенные части заготовки устанавливали в инструмент и проводили выдавливание. Картина муаровых полос отличается от типичной для выдавливания компактных материалов распространением деформации в калибрующую часть матрицы, что может быть объяснено неравномерным по сечению разуплотнением (увеличением объема) порошка. Центральная часть очага деформации характеризуется разрывами скоростей, а следовательно, и напряжений, что связано с изменением объема материала.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Степаненко А.В., Исаевич Л.А., Веремейчик А.А. Непрерывное формование труб из металлических порошков // Порошковая металлургия. – 1983. – №11. – С. 12–17. 2. Федорченко И.М., Кушевский А.Е., Мозоль Т.Ф., Чудовский В.Ф. Особенности уплотнения металлических порошков при прессовании // Порошковая металлургия. – 1987. – № 3. – С. 13–17.

УДК 621.771

Л.А. ЖЕЛТНОГА, А.А. ЛИСТОВЕНКО,  
В.А. ТИМАНЮК

### ПОГРЕШНОСТИ ПОКОВОК И ПРИЧИНЫ ИХ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ПРИ ТОЧНОЙ ШТАМПОВКЕ

Широкое внедрение точной горячей штамповки поковок в закрытых штампах с минимальными припусками или без припусков сдерживается из-за недостаточной точности получаемых поковок. Горячая штамповка зубчатых колес с оформленным зубчатым венцом позволяет повысить долговечность деталей, снизить трудоемкость и металлоемкость процесса.

Опыт внедрения штамповки зубчатых колес показал, что основные погрешности зубчатого венца возникают как при изготовлении матриц, так и при штамповке поковок. Для учета и назначения необходимой точности инструмента определяли степень влияния различных операций техпроцессов изготовления матриц и поковок на геометрическую точность зубчатого венца. Погрешности параметров зубчатого венца и характер их наследования изучали в ходе комплексного техпроцесса, состоящего из трех взаимосвязанных процессов получения мастер-инструмента, матриц и поковок (рис. 1).

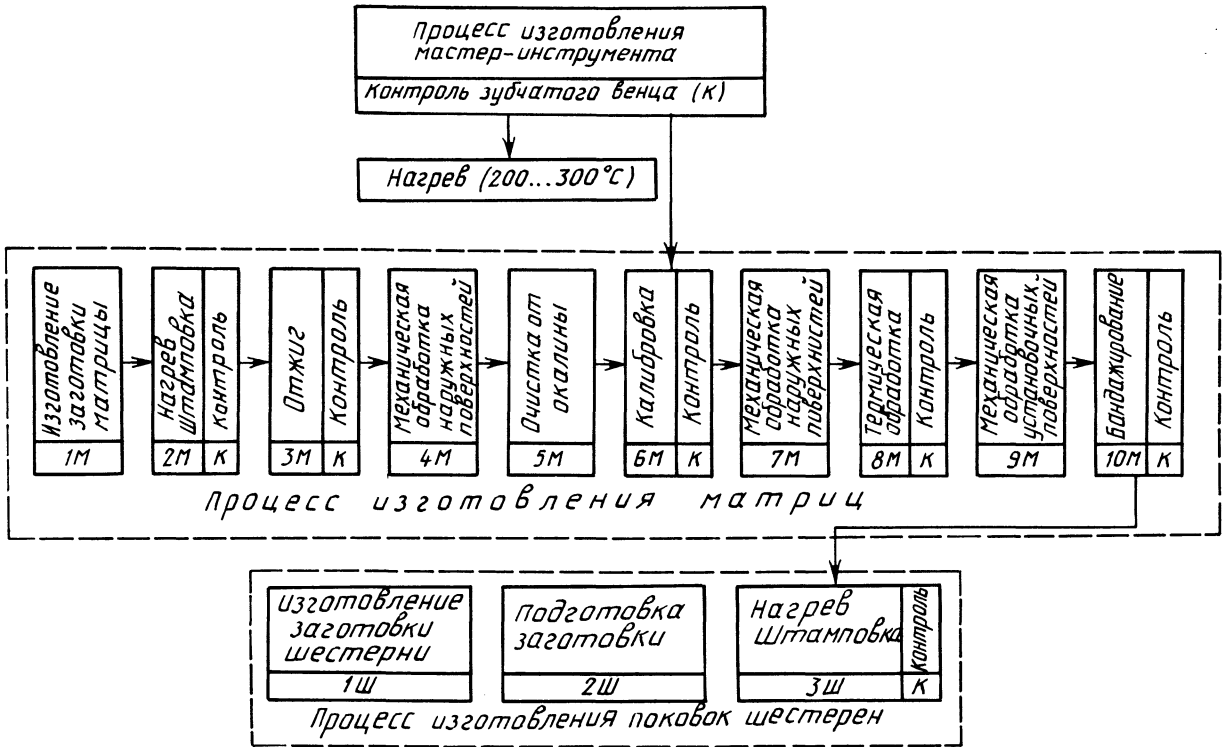


Рис. 1. Комплексный технологический процесс изготовления заготовок шестерен с зубчатым венцом

Межоперационный контроль проводили с помощью стандартных приборов и инструментов. Совмещение оси поверхности зубчатого венца поковки или матрицы с измерительной осью прибора проводили с помощью специального приспособления, позволяющего усреднить отклонение измеряемых параметров.

Коэффициент усадки определяли из соотношения  $K = (A_1 - A_2) / A_1$ , где  $A_1$ ,  $A_2$  – контролируемый параметр перед технологической операцией и после нее.

Коэффициент  $K$  (рис. 2, а) имеет наибольшие значения при термических операциях техпроцесса (охлаждение деталей после штамповки, отжиг) и бандажировании. Колебания измеряемых параметров (рис. 2, б) характеризует зависимость точности поковок от технологических операций.

Анализ изменений размеров зубчатого венца в процессе его изготовления показал, что все погрешности в зависимости от природы их возникновения целесообразно разделить на пять видов:

- 1) появляющиеся в результате операций штамповки. Они проявляются в виде износа деформирующего инструмента, незаполнения его гравюры, зажимов и заштамповки смазочного материала;
- 2) вызываемые неравномерностью нагрева и охлаждения различных частей заготовок, инструмента или изделия, неравномерной упругой деформацией инструмента из-за неправильной установки заготовки;
- 3) наследственного характера, т. е. передаваемые от инструмента изделию;
- 4) происходящие из-за температурных деформаций после нагрева или охлаждения инструмента или изделий;
- 5) вызванные упругими деформациями, зависящими от физико-механических свойств материала и от конструкции оснастки.

Каждая операция техпроцесса сопровождается одним или несколькими видами искажений. Эти искажения необходимо учитывать при разработке процесса или при небольших значениях ими можно пренебречь.

Горячая штамповка матриц сопровождается главным образом искажениями I и IV видов (рис. 2, б, кривая 2) и характеризуется большой величиной отклонений для партии матриц. Так как замеры конических матриц представляют определенную трудность в связи с отсутствием необходимых приборов и методов измерения, замеры проводили на цилиндрических матрицах, изготавливаемых по технологии, принятой для конических матриц.

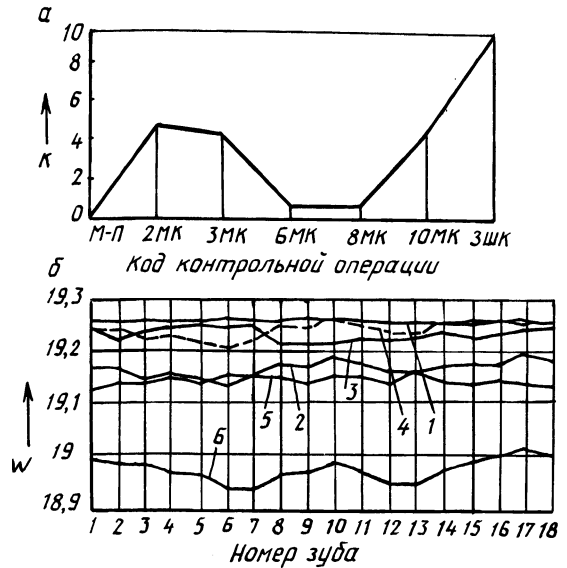
Отжиг матриц после штамповки не вносит существенных изменений в геометрию профиля зубчатого венца.

Холодная калибровка значительно снижает отклонения размеров гравюры и сопровождается искажениями V и III видов (кривые 1...3).

Термообработка матриц сопровождается искажениями II вида (кривая 4). Эллиптическая форма зубчатого венца приводит к значительному разбросу параметров для партии матриц. Эллипсность венца зависит от толщины стенок матрицы: у матриц с более толстыми стенками она меньше, хотя исходя из условий эксплуатации толщину стенок матриц следует назначать равной толщине зуба.

Бандажирование матриц приводит к искажениям V вида, аналогичным отклонениям, возникающим при термообработке или оставшимся после электроэрозионной обработки, что указывает на III вид погрешностей (кривая 5).

Рис. 2. Изменения коэффициента усадки ( $a$ ) и длины общей нормали ( $b$ ) в ходе технологического процесса



Деформации V вида весьма стабильны. Для партии матриц разброс параметров не превышал 0,03 мм.

При штамповке поковок возникают искажения III и IV видов. При этом усадки IV вида в несколько раз превосходят другие искажения (кривая б). Изменение температуры заготовки на 150 °С приводит к изменению длины общей нормали  $W = 19,08$  мм на 0,04...0,05 мм; размера по роликам  $M = 50$  мм – на 0,1...0,12 мм. При стабилизации температуры заготовки размеры зубчатого венца остаются постоянными. Таким образом, температурные усадки можно рассчитать с достаточной точностью и при надежном контроле температуры нагрева заготовок обеспечить необходимую точность размеров зубчатого венца.

Анализируя воздействие различных видов искажений на точность зубчатого профиля, можно разделить погрешности на две группы – систематические и бессистемные. Систематические искажения постоянны, поддаются расчету, контролю и воспроизводимы с достаточной точностью. Группа систематических погрешностей включает искажения IV и V видов и частично I вида, связанных с износом деформирующего инструмента. Бессистемные искажения имеют спонтанный характер и учитываются с трудом. К ним принадлежат искажения I и II видов. Так как на точность зубчатого венца влияют в основном систематические погрешности, необходимо разработать инженерные методы расчета этих погрешностей, исключить из техпроцесса операции, приводящие к появлению бессистемных искажений.

## СОДЕРЖАНИЕ

### Металловедение и термическая обработка металлов

Ляхович Л.С., Худокормова Р.Н., Скачкова Е.О. Роль оксидной пленки алюминия в процессе его химико-термической обработки . . . . .	3
Ворошнин Л.Г., Мионович В.В., Ратьковский И.А., Наливайко А.Г. Исследование процессов диффузионного насыщения сегнетокерамики	5
Ляхович Л.С., Вейник В.А., Шматов А.А. Многокомпонентные диффузионные жаростойкие покрытия на образцах из жаропрочных сталей . . . . .	6
Хусид Б.М., Хина Б.Б., Гончаров В.Н., Пташинский И.Г. Диалоговая обучающая система "Сплав" для студентов-металлургов . . . . .	8
Левченко Г.М., Ломако А.В., Сенатор В.Н. Получение композиционных материалов системы $MoSi_2-CrB_2$ и исследование их высокотемпературных свойств . . . . .	12
Хусид Б.М., Борисов Ю.Г., Сафронов В.Н., Тамело С.А. Зависимость структуры алитированных покрытий от легирующих элементов . . . . .	12
Кухарев Б.С., Стасевич Г.В., Левитан С.Н. Жаростойкость боридных покрытий . . . . .	14
Сурков В.В., Ващев С.Е. Исследование текстуры однофазных боридных покрытий на образцах из углеродистых сталей . . . . .	16
Протасевич В.Ф., Кухарев Б.С. Фазовый состав и строение порошковых сред для диффузионного хромирования . . . . .	17
Скачкова Е.О., Сурков В.В., Кухарева Н.Г. Влияние предварительного отжига смеси на фазовый состав цинковых покрытий на образцах из алюминиевых сплавов . . . . .	18
Иваницкий Н.И., Керженцева Е.Ф., Бокова Л.П., Казак В.В. Исследование гранулированных металлотермических смесей для диффузионного насыщения сплавов . . . . .	20
Жданович Г.М., Хмелев А.А. О взаимосвязи пластичности и ударной вязкости малоуглеродистых и низколегированных сталей . . . . .	22
Куприянова И.Ю., Пархутик П.А., Савицкая Е.Н. Модифицирующее влияние добавок сурьмы на структуру и свойства силуминов . . . . .	25
Астапчик С.А., Голубев В.С., Чеботько И.С. Упрочнение поверхности образцов из металлических материалов методом лазерного синтеза. . . . .	27

### Литейное производство

Бахмат В.А., Михальцов А.М., Алешко В.А., Некрасова С.М. Использование вторичных шихтовых материалов при литье алюминиевых сплавов под давлением . . . . .	29
Крутилин А.Н., Гринберг В.А., Столярова Г.И., Демченко Е.Б. Оптимизация химического состава чугуна для непрерывнолитых заготовок . . . . .	31
Тутов В.И., Земсков И.В., Тульев В.Д., Филанович И.К. Технология полунепрерывного литья заготовок из стали . . . . .	32
Тутов В.И., Земсков И.В., Куликова Л.П., Чурилов А.С. Установка для полунепрерывного литья заготовок судоремонта. . . . .	34
Лекаш С.Н., Рогожников А.Н. Моделирование кинетики плавления частиц модификатора в жидком чугуне . . . . .	35
Левченко В.Е., Петухов М.М. Разработка рациональной конструкции литейной чаши для автоматической линии "Форматик". . . . .	38



Худокормов Д.Н., Дешиц С.С., Шаповалов Ю.П., Щемелев И.С. Локализация газовыделений при производстве стержней в нагреваемой оснастке . . . . .	39
Глуховский В.И., Худокормов Д.Н., Белый О.А., Ковалевич В.С., Бутыло А.Н. Разработка математической модели процесса улавливания пыли . . . . .	41
Дедовец В.А., Белый О.А., Першин И.Г., Королева А.М., Ходин В.В. Исследование газовыделений при выплавке алюминиевых сплавов . . . . .	43
Андреев Г.Ф., Сарока А.И., Шейнерт В.А., Мазуркевич А.С. Использование комплексных легкоплавких присадок для повышения эффективности позднего модифицирования чугунов . . . . .	44
Стриженков М.И., Чон Зон Нам, Акунец В.К. Температурная зависимость электросопротивления интерметаллидов, кристаллизующихся в алюминиевых сплавах . . . . .	46
Берлин С.М., Мартынюк М.Н. Анализ работы сталелитейного цеха . . . . .	47
Дмитрович А.М., Ковалев П.П. Применение противопригарных добавок в составе формовочных смесей . . . . .	49
Ситкевич М.В., Стручков В.О. Исследование закономерностей функционирования образков для комплексного борирования . . . . .	50
Чичко А.Н., Соболев В.Ф. Построение одномерных математических моделей процесса растворения компонентов быстроохлажденных сплавов . . . . .	52
Гурин С.С., Клещенок Г.И. Исследование возможности поверхностного модифицирования чугуна магнием из его галогенидов . . . . .	54
Соболев В.Ф., Чичко А.Н. Пути математического моделирования процесса ликвации в сплавах . . . . .	57
Мыльникова Н.Д., Кукуй Д.М., Есепкин В.А., Шуманская Л.С. Регенерируемость стержневых смесей с модифицированным силикатным связующим . . . . .	59
Кукуй Д.М. О возможности использования рентгеновских методов анализа напряжений в жидкостекольных смесях . . . . .	61
Заяц С.Л. Влияние активаторов на процесс насыщения стали кремнием . . . . .	63
Кузнецов С.В., Горустович Г.М., Карпинчик Е.В. Влияние цинкосодержащих шламов на физико-механические свойства жидкостекольных смесей . . . . .	65
Бельский Е.И., Понкратин Е.И., Романовский В.М. Свойства сталей типа 5ХНМ, легированных ванадием, титаном, бором и алюминием . . . . .	68
Цейгер Е.Н., Хаятина И.Е., Понкратин Е.И. Режимы азотирования с окислением штамповых сталей . . . . .	69
Лазаренков А.М., Филянович Л.П. Исследование параметров микроклимата в литейных цехах . . . . .	71
Лазаренков А.М. Основные проблемы охраны труда в литейном производстве . . . . .	72
Комаarov О.С., Урбанович Н.И., Демидчик Л.П. Улучшение обрабатываемости резанием износостойкого чугуна . . . . .	74
Есьман Р.И., Кайнов В.М., Новиков А.И., Ярмольчик Ю.П. Математическая модель затвердевания отливок из широкоинтервальных алюминиевых сплавов . . . . .	77
Жавый Н.П., Жмакин Н.П., Кравченко Е.В. Влияние модифицирования расплава на качество отливок из серого чугуна . . . . .	79
Калиниченко А.С., Абраменко А.Н., Антоневич М.А., Сычков Э.Д. Формирование микроструктуры некоторых алюминиевых сплавов при закалке из жидкого состояния . . . . .	80
Тимошпольский В.И., Гурвич Э.А., Трусова И.А., Тимошпольская Л.С. Численное моделирование процесса теплопереноса при затвердевании металлургических слитков . . . . .	82
Севастьянов П.В., Бобров В.Н. Метод прямой оценки положения границ диффузионной зоны в расчетах затвердевания сплавов . . . . .	85
Барановский Э.Ф., Пумпур В.А., Короткин Г.П. Численное моделирование процесса затвердевания металлов в металлическом кристаллизаторе . . . . .	87

## Обработка металлов давлением

Степаненко А.В., Исаевич Л.А., Харлан В.Е. Особенности прокатки порошков на жесткой подложке . . . . .	89
Степаненко А.В., Лупачев В.А., Пучко А.В. Исследование условий устойчивого протекания холодной поперечно-клиновой прокатки . . . . .	91
Винерский С.Н., Заяш И.В. Анализ шума при работе листоштамповочного оборудования . . . . .	93
Добровольский И.Г., Михайлик В.В., Семенов В.П., Шляховой В.С. Влияние параметров ротационной вытяжки на качество особотонкостенных сильфонных трубок-заготовок . . . . .	94
Добровольский И.Г., Задорожный В.И., Летов Л.А., Шляховой В.С. Определение критического радиуса изгиба трубчатых заготовок при изготовлении манометрических пружин . . . . .	98
Матусевич А.С., Чутаев И.Х. Прессование комбинированных припоев . . . . .	100
Матусевич А.С., Чутаев И.Х. Исследование процесса гибки волоконистых композиций . . . . .	102
Макушок Е.М., Калиновская Т.В., Красневский С.М., Дмитриевич Д.И. Экспериментально-аналитическое исследование упругопластических и пластических площадок контакта при вдавливании тел разной кривизны . . . . .	103
Красневский С.М., Макушок Е.М., Лазаревич Г.И. Экспериментальная оценка вклада деформационного упрочнения и остаточных напряжений в повышение выносливости при ППД образцов из стали 45 . . . . .	106
Безверхий М.С., Сычев Н. Г. Мощность сил контактного трения при прокатке с поперечным сдвигом валков . . . . .	107
Добровольская М.К., Шпак Н.Б., Яхнин Г.К. Диалоговое проектирование штампов для предприятий Минсельхозмаша . . . . .	110
Хоанг Ван Дао. Кинематические и силовые особенности прокатки в вальках с колеблющимся бандажом . . . . .	112
Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Гурвич Э.А., Ковалевский В.Б., Хлебцевич В.А. Расчет упругопластических температурных напряжений при нагреве цилиндрических слитков и заготовок перед прокаткой . . . . .	117
Сычев Е.Г., Бельский А.Т., Валицкая О.М. Прочность покрытия, полученного в процессе волочения при использовании ультразвука . . . . .	121
Буренков В.Ф., Сычев Е.Г. Силовые параметры процесса плакирования при прошивке . . . . .	123
Ложечников Е.Б., Толстик А.В. Дискретно-непрерывное выдавливание круглой заготовки непосредственно из порошка . . . . .	126
Желтонога Л.А., Листовенко А.А., Тиманюк В.А. Погрешности поковок и причины их возникновения при точной штамповке . . . . .	128

Научное издание

**МЕТАЛЛУРГИЯ**

Выпуск 22

Заведующий редакцией *В.Г. Самарина*

Редактор *Э.Н. Капрова*

Младший редактор *Н.В. Валишева*

Художественный редактор *И.А. Демковский*

Технический редактор *Л.И. Счисленок*

Корректор *В.В. Неверко*

Оператор *А.И. Маль*