

**МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ БССР**

**Белорусский ордена Трудового Красного Знамени  
политехнический институт**

# **МЕТАЛЛУРГИЯ**

**РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК**

**В ы п у с к 16**

**Минск "Вышэйшая школа" 1982**

УДК 669

M54

Главный редактор  
В.С. П а щ е н к о, кандидат технических наук

Редакционный совет:  
И.И.Гурдус, А.М.Дмитрович, Н.П.Жмакин, Е.Б.Ложечников,  
Л.С.Ляхович, П.А.Пархутик, В.И.Харитонович, Д.Н.Худокормов

Ответственный за выпуск А.М.Дмитрович

В сборнике представлены материалы теоретических и экспериментальных исследований, выполненных по важнейшим проблемам литейного производства, металловедения, термической обработки металлов и обработки металлов давлением и т.п. Освещается опыт промышленного внедрения новых процессов.

Предназначен для инженерно-технических работников промышленных, научных и учебных заведений.

М  $\frac{2601000000-043}{M304(05) - 82}$  67-82

© Издательство "Высшая школа", 1982.

# 1. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.785.539

Л.С.Ляхович, докт. техн. наук,  
И.Н.Бурнышев, аспирант,  
Л.А.Васильев, канд. техн. наук,  
Ю.Н.Пресман, канд. техн. наук (БПИ)

## К ВОПРОСУ СИЛИЦИРОВАНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

В работе исследовали влияние состава насыщающей смеси, температуры и времени химико-термической обработки (ХТО) на процесс формирования защитных силицидных покрытий и некоторые возможные пути интенсификации силицирования.

Диффузионное насыщение кремнием осуществляли как в обычных, так и металлотермических порошковых смесях. В первом случае в качестве кремнийсодержащего вещества применяли порошок кремния, во втором - его двуокись. С целью получения диффузионного слоя, оптимального по толщине и качеству поверхности, изучали влияние состава насыщающей среды, температурно-временных условий обработки и типа активатора на указанные характеристики покрытия.

Установлено, что толщина силицидного слоя без учета зоны твердого раствора мало зависит от типа исследованных активаторов. Несколько большая толщина слоя получалась при использовании в качестве активатора хлористого (или фтористого) аммония, но в этом случае диффузионный слой и поверхность силицированных образцов значительно хуже, чем при применении фторидов натрия, калия и алюминия. Аналогичные результаты были получены и при силицировании в алюмотермических смесях. Толщина силицидных покрытий, полученных в результате насыщения при  $950^{\circ}\text{C}$  в течение 4 ч, во всех случаях не превышала 15-20 мкм. Повышение температуры обработки приводило к росту толщины слоя по экспоненциальному закону.

Проведенный рентгеноструктурный анализ силицированных образцов титановых сплавов ВТ1-1, ОТ4 и ВТ14 показал, что

диффузионные слои состоят из силицидов титана  $TiSi_2$  и  $Ti_5Si_3$ , под которыми находится зона твердого раствора кремния в титане. Микротвердость слоев  $H_{D0,490} = 10000-11000$ , причем микротвердость для сплавов OT4 и BT14 несколько выше, чем для сплава BT1.

Диффузионное насыщение титановых сплавов кремнием из рассмотренных порошковых смесей не всегда обеспечивает требуемую толщину покрытий. Обычно для увеличения толщины защитного слоя и повышения производительности технологического процесса ХТО повышают температуру насыщения. Однако это часто приводит к нежелательному росту зерен структуры, что понижает механические характеристики сплавов. Отсюда возникает необходимость поиска путей интенсификации процессов диффузионной обработки без повышения температур насыщения. Одним из возможных вариантов решения этой задачи является создание на упрочняемой поверхности жидкой фазы путем добавки в насыщающую смесь легкоплавких элементов или эвтектических составляющих.

С этой целью проведено исследование влияния некоторых легкоплавких элементов ( $Zn, Sn, Pb, Cd, Bi, Sb, Al$ ) на процесс ХТО. Экспериментальные данные показали, что введение в насыщающие силицирующие смеси порошков висмута, кадмия, олова, свинца, цинка и алюминия не позволяет при рассмотренных условиях насыщения интенсифицировать процесс силицирования и получить диффузионные слои требуемого фазового состава. Наилучшие результаты получены при добавлении в насыщающие смеси порошка сурьмы. В этом случае толщина диффузионного слоя значительно превышала толщину слоев, полученных насыщением без добавок этого элемента. Рентгеноструктурным анализом установлено наличие на поверхности покрытия фазы  $TiSi_2$  с небольшим количеством соединений титана с сурьмой, относительное содержание которых возрастает с увеличением количества добавки  $Sb$  в насыщающей смеси.

Большой интерес представляет изучение возможности получения силицидных покрытий из насыщающих смесей, содержащих дополнительно медь. Выбор этого элемента обусловлен образованием при температуре  $802^{\circ}C$  в системе  $Si - Cu$  эвтектической жидкой фазы.

Считая, что скорость роста диффузионных покрытий в данном случае определяется присутствием в смеси жидкой фазы, в первую очередь при исследовании процесса силицирования изучались факторы, которые способны влиять на ее количество. К таким



факторам следует отнести содержание меди и инертной добавки в насыщающих смесях и температуру обработки. Согласно диаграмме Si — Cu, увеличение содержания меди и повышение температуры насыщения должно приводить к увеличению количества жидкой фазы в смеси и, следовательно, к интенсификации роста силицидных слоев. Инертная добавка должна действовать противоположным образом: уменьшать количество жидкой фазы и зону возможного контакта этой фазы с насыщаемым образцом. Экспериментальные данные подтвердили эти предположения. При малых содержаниях меди (менее 10% по массе от общего состава смеси) толщина силицидных слоев мало отличается от соответствующих значений толщин обычных силицидных покрытий, но с увеличением ее содержания (свыше 10%) наблюдается резкое увеличение толщины слоя. Большие добавки меди (свыше 40%) приводили к снижению качества поверхности образцов, поэтому при дальнейших исследованиях ее содержание в смеси не превышало 30%. Увеличение в смеси инертной добавки  $Al_2O_3$  приводит к резкому уменьшению толщины слоев, и при 50%-ном содержании окиси алюминия эффект интенсификации силицирования за счет добавок меди исчезает.

Процесс формирования покрытий существенно зависит от температур насыщения. При низких температурах (ниже  $802^{\circ}C$  жидкая фаза не образуется) толщина силицидных покрытий не зависит от содержания меди в смеси. При температурах выше  $802^{\circ}C$  наблюдается значительная интенсификация процесса роста силицидных слоев. Например, для сплава ВТ1-0 толщина покрытия, полученного при силицировании с добавкой 30%-ной меди при температуре  $850^{\circ}C$  в течение 6 ч, в 4 раза превышает толщину обычного силицидного покрытия.

Исследование структуры полученных силицидных покрытий методами металлографического и дюрOMETрического анализов не выявили существенных отличий в структурах покрытий, полученных как обычным силицированием, так и с добавлением меди.

Е.И.Бельский, докт. техн. наук,  
 М.В.Ситкевич, канд. техн. наук,  
 В.А.Стефанович, инженер (БПИ)

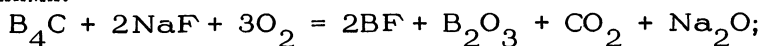
## РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПЛЕКСНЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

В работе показана возможность получения двухкомпонентных покрытий на основе боридов железа из обмазок, в которых поставщиками активных атомов являются карбид бора и окислы различных элементов. При разработке специальных боридующих обмазок установлено, что основную роль в диффузионном насыщении стального изделия играет газовая фаза, состав которой определяется подбором компонентов обмазок. Вероятность протекания возможных взаимодействий компонентов смеси оценивали при  $900^{\circ}\text{C}$  по изменению энергии Гиббса  $\Delta G_{\text{T}}^{\circ}$  с использованием табличных значений энтальпии  $H_{\text{T}}^{\circ}$  и энтропии  $S_{\text{T}}^{\circ}$ :

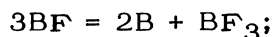
$$\Delta G_{\text{T}}^{\circ} = \Delta H_{\text{T}}^{\circ} - \Delta S_{\text{T}}^{\circ} \cdot T.$$

Химическая реакция может протекать лишь при отрицательных значениях  $\Delta G_{\text{T}}^{\circ}$ .

Выполненные расчеты показали, что наиболее вероятно образование активных атомов бора в окислительной среде из смеси карбида бора и фтористого натрия в соответствии со следующими реакциями:

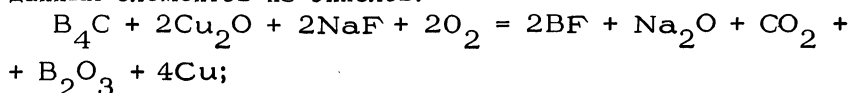


$$\Delta G_{\text{T}}^{\circ} = -85 \text{ ккал/моль } (-355,3 \cdot 10^3 \text{ Дж/моль});$$

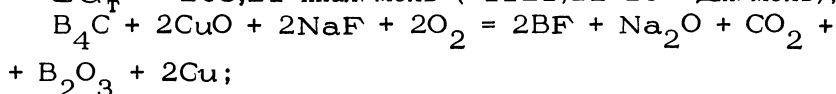


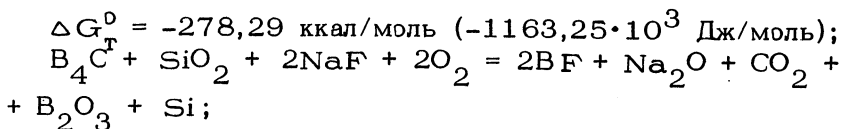
$$\Delta G_{\text{T}}^{\circ} = -117 \text{ ккал/моль } (-489,1 \cdot 10^3 \text{ Дж/моль}).$$

В случае наличия в обмазке в качестве наполнителя окислов меди или кремния расчеты в термодинамике соответствующих химических реакций показывают возможность восстановления данных элементов из окислов:



$$\Delta G_{\text{T}}^{\circ} = -268,21 \text{ ккал/моль } (-1121,12 \cdot 10^3 \text{ Дж/моль});$$





$$\Delta G_{\text{T}}^{\circ} = -326,48 \text{ ккал/моль } (-1364,69 \cdot 10^3 \text{ Дж/моль}).$$

Данное обстоятельство подтверждается и экспериментально. Проведенная серия экспериментов с варьированием содержания окислов меди и кремния в диапазоне от 5% до 80% позволила выявить оптимальные составы обмазок, обеспечивающие надежную защиту насыщаемой поверхности от окисления при длительном высокотемпературном печном нагреве в окислительной среде, высокую скорость формирования диффузионных слоев, хорошее отделение обмазки с поверхности после упрочнения, сохранение формы и стабильную фиксацию на деталях сложной конфигурации при нагреве.

Результаты исследований образцов стали 45 после насыщения при температуре 900°C в течение 4 ч из оптимальных составов представлены в табл. 1.

Упрочненные образцы были подвергнуты микрорентгеноспектральному анализу на микроанализаторе MS-46 фирмы "Сатеса". Характер распределения меди и кремния представлен на рис. 1 и 2 соответственно. Установлено, что в результате диффузионного перераспределения элементов медь и кремний в основном оттесняются к границе боридного слоя и переходной зоны, распределяясь между иглами и за иглами боридов. В боридных фа-

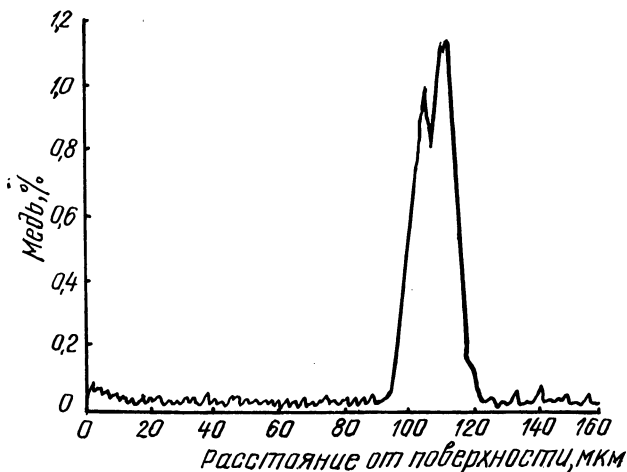


Рис. 1. Распределение меди в диффузионном слое стали 45.

Таблица 1

Состав смеси	Глубина слоя, мкм	Микротвердость, Н <sub>100</sub>
Боромеднение	140-155	1650-1800
Боросилицирование	130-145	1350-1600

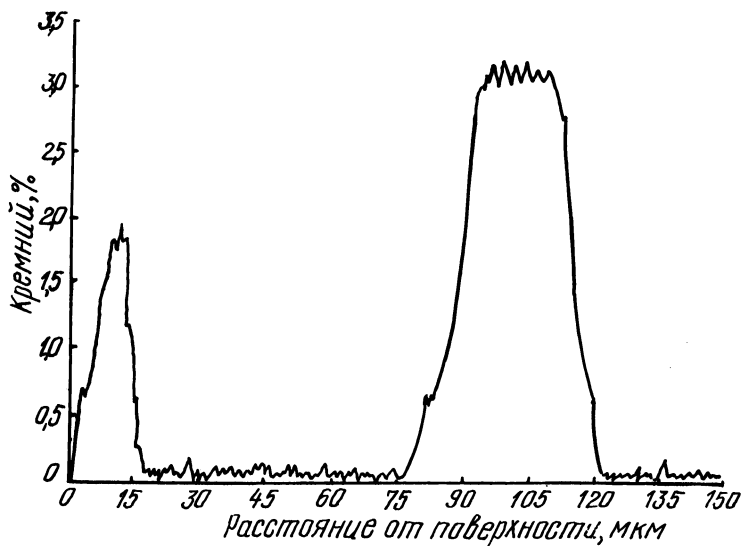


Рис. 2. Распределение кремния в диффузионном слое стали 45.

зах медь и кремний практически отсутствуют, а специфичность их распределения в упрочняемой поверхности приводит к снижению хрупкости диффузионных слоев по сравнению с чисто борированными слоями.

Таким образом, в результате расчетов в термодинамике химических реакций установлена возможность получения двухкомпонентных покрытий на основе боридов железа с использованием окислов химических элементов. Разработаны составы образцов, позволяющие проводить процессы диффузионного упрочнения стальных изделий в условиях печного нагрева. Установлены особенности распределения легирующих элементов в боридном слое.

Р.Л.Тоффенев, канд. техн. наук,  
Л.А.Васильева, канд. техн. наук,  
Л.М.Малашенко, мл. науч. сотр.  
(ФТИ АН БССР)

## ДИАГРАММЫ ДЛЯ ВЫБОРА ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОГО РЕЖИМА ОТЖИГА (СТАРЕНИЯ) СПЛАВОВ

Задачи по определению характеристик металла, позволяющих дать оценку уровня микронапряжений, изменения физических и прочностных характеристик металла в процессе его отжига, возникают довольно часто в связи с разработкой режимов их термической обработки. Решению таких задач могут помочь диаграммы деформационного возврата, построенные на основании данных по изменению предела упругости, электросопротивления, уширения интерференционных линий и других свойств в зависимости от температуры и времени отжига чистого металла или сплава.

На рис. 1 приведена диаграмма  $\beta = f(t, \tau)$ , построенная для латуни Л62 на основании анализа изменения физического уширения интерференционной линии (331), характеризующего уровень внутренних напряжений в матрице сплава. Диаграмма может быть использована для выбора режима отжига, обеспечивающего снятие внутренних напряжений, и получения стабильной структуры сплава.

Следует обратить внимание на эффективность использования таких диаграмм для стареющих сплавов, представляющих большую группу промышленных материалов.

С целью интенсификации старения и улучшения комплекса свойств эти сплавы часто поставляются в закаленном и деформированном состоянии. При термической обработке таких сплавов процесс деформационного возврата идет одновременно с процессом старения, осложняя распад перенасыщенного твердого раствора. Результатом этих исследований является то, что максимум значений твердости, прочности, предела упругости и других свойств соответствует разным температурам и временам старения. Выбор оптимальных условий термической обработки при этом значительно осложняется.

Проиллюстрируем это на примере бериллиевой бронзы – термически упрочняемого медного сплава, широко используемого в

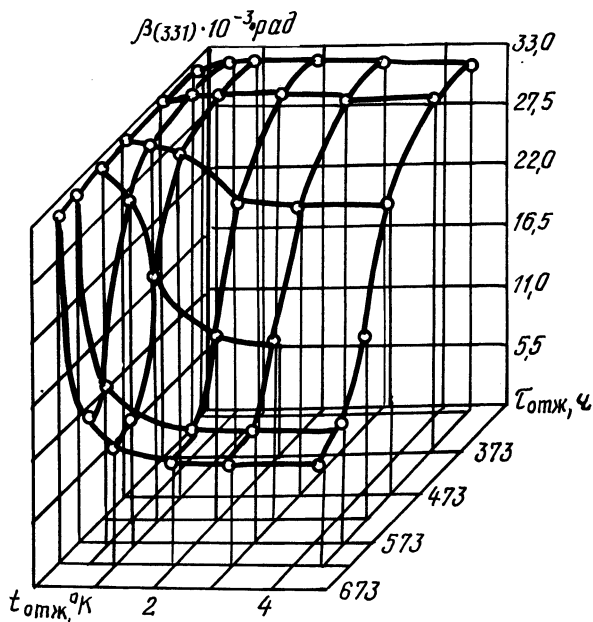


Рис. 1. Диаграмма возврата уширения интерференционной линии (331) при деформационном отжиге латуни Л62 ( $\epsilon = 30\%$ ).

приборостроении. Бериллиевая бронза поставляется в виде ленты, деформированной в закаленном состоянии (БрБ2Т). Сложность процесса распада твердого раствора бериллия в меди, особенно в условиях сопровождающего распад деформационного возврата, приводит к тому, что максимум упругих и прочностных свойств бронзы не достигается при температурно-временном режиме, выбранном по заданной твердости, как основной контролируемой в производственных условиях характеристике. От структурных особенностей состаренной бронзы зависит и уровень внутренних микронапряжений, который в свою очередь определяет такие важные характеристики сплава, как релаксационная стойкость и склонность к короблению.

Качество, долговечность и надежность в работе многих деталей точного приборостроения лимитирует не твердость, а комплекс свойств. Для получения деталей, удовлетворяющих этому требованию, температурно-временной режим термической обработки должен устанавливаться с учетом закономерностей его влияния на все перечисленные характеристики. Для выбора оптимальных режимов и могут быть использованы диаграммы де-

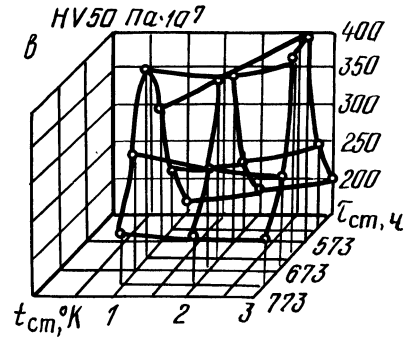
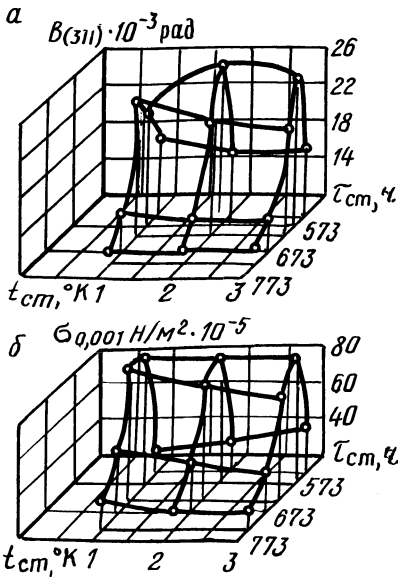


Рис. 2. Диаграммы деформационного отжига (старения) бронзы БрБ2Т, построенные по ширине интерференционной линии (311) (а), пределу упругости  $\tau_{0,001}$  (б) и твердости HV (в).

формационного отжига (старения), представленные на рис. 2. Диаграммы построены в системе координат: анализируемое свойство – температура отжига (старения) – время отжига (старения). Для деталей типа пружинных контактов определяющими характеристиками являются: твердость, предел упругости, уровень микронапряжений. Именно по этим характеристикам и построены предложенные диаграммы. Микротвердость определяли на ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Предел упругости – на плоских образцах  $0,3 \times 10 \times 100$  мм с допусками на остаточную деформацию 0,001% ( $\sigma_{0,001}$ ) по схеме продольного изгиба. Об изменении уровня микронапряжений судили по ширине интерференционной линии (311).

Из диаграмм следует, что заданная твердость  $HV \sim 300-320$  может быть получена старением и при  $280^\circ\text{C}$  и при  $400^\circ\text{C}$ . Однако во втором случае при том же значении предела упругости уровень микронапряжений примерно в два раза ниже.

Это позволяет рекомендовать для деталей типа пружинных контактов с заданной твердостью  $HV \sim 300-350$  высокотемпературное старение при температуре  $\sim 400^\circ\text{C}$  взамен низкотемпературного.

Использование такого режима на механическом заводе им. Вавилова позволило устранить брак по отказам вследствие потери размеров при сборке и эксплуатации деталей.

А.И.Храмченков, канд. техн. наук,  
В.Е.Ротенберг, инженер (НИИЛИТАВтопром)

## ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ ЧУГУНА ПРИ ПОВТОРНЫХ НАГРЕВАХ

Стойкость чугуновых кокилей существенно зависит от фазовых и структурных изменений, протекающих в стенке кокиля в процессе повторных нагревов-охлаждений при литье. Накопление изменений приводит к разупрочнению материала, локализации пластических деформаций и повреждений и, как следствие, к образованию усталостных трещин под действием знакопеременных температурных напряжений. Особенно интенсивно указанные процессы протекают при литье высокотемпературных сплавов (стали, чугуна, бронзы и т. п.), когда температура нагрева рабочих поверхностей превышает или находится вблизи температур  $A_{c1}$  -  $A_{c3}$  и в чугуне наряду с  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращениями идет процесс графитизации эвтектоидного цементита ( $Fe_3C \rightarrow Fe_{\alpha} + C_{гр}$ ), обуславливающий рост и снижение прочности чугуна.

В этой связи провели оценку возможности стабилизации структуры перлитного чугуна при повторных нагревах-охлаждениях выше температур эвтектоидного превращения за счет экономного микролегирования при ковшевой обработке расплава присадками сурьмы, олова и меди. Исследования проводили на чугуне (С - 3,5%, Si - 1,98%, Mn - 0,92%, P - 0,1%, S - 0,07%), выплавленном в индукционной печи и обработанном при 1420-1450°C в ковше присадками сурьмы, олова, меди и ферросилиция ФС-75. Механические свойства чугуна, замеренные при испытаниях стандартных образцов, а также размер ковшевых присадок и характеристика металлической основы приведены в табл. 1. Из стандартных проб вырезали образцы диаметром 5 мм и длиной 50 мм, которые подвергали однократным, трехкратным и шестикратным нагревам-охлаждениям в диапазоне 20  $\rightleftharpoons$  830°C на dilatометре ДКМ. Скорость нагрева-охлаждения образцов составляла 400°C/ч.

В табл. 2 приведены результаты, полученные на образцах, подвергнутых троекратному термоциклированию по режиму, показанному на рис. 1.

Из приведенных данных видно, что наиболее эффективное влияние на стабилизацию структуры чугуна оказывают присадки



Таблица 1. Механические свойства чугуна

Индекс чугуна	Присадка в ковш, %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_H$ , МПа	Твердость, НВ	f, мм	Структура металлической основы
I	0,1 Sb	210,7	396	229	3,3	П
II	0,1 Sn	217,6	442	223	3,5	П
III	0,1 Cu	210,7	451,8	201	3,4	П96
IV	0,2 ФС-75	221,5	450,8	197	4,2	П96

Таблица 2. Результаты дилатометрии

Индекс чугуна	Интервал эвтектоидного превращения, °С		$\alpha \cdot 10^6$ , 1/°С	Остаточная деформация, %
	$\Delta A_{C_3}$	$\Delta A_{r_3}$		
I	19	21	13,6	0,14–0,16
II	36	33	13,7	0,38–0,40
III	40	42	13,4	0,52–0,55
IV	44	44	13,3	0,72–0,78

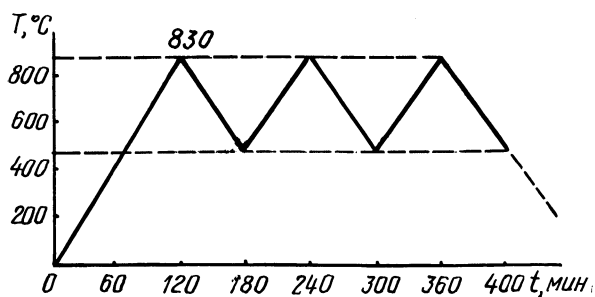


Рис. 1. Режим термоциклирования образцов.

сурьмы. Микролегирование чугуна сурьмой способствует сужению интервала эвтектоидного превращения и стабилизации эвтектоидного цементита, что обуславливает минимальный рост чугуна при повторных нагревах–охлаждениях (табл. 2). После первого цикла дилатограмма чугуна, микролегированного сурьмой, стабилизируется и приращение остаточных деформаций практиче-

ски не наблюдается, что также подтвердилось в опытах с шестикратным нагревом-охлаждением. Присадки олова и меди в исследованных концентрациях оказались менее эффективными. Дилатограммы образцов, микролегированных медью и оловом, а также модифицированных ферросилицием, характеризуются приращением остаточных деформаций за каждый цикл, что свидетельствует о незатухающем характере процесса графитизации чугуна при циклических нагревах.

Учитывая результаты экспериментов, изготовили опытную партию цилиндрических изложниц из перлитного чугуна, микролегированного 0,15% Sb, которые испытали при литье гильз цилиндров центробежным способом на Костромском заводе "Мотордеталь". Опытные кокили показали в 2 раза большую стойкость по сравнению с серийными кокилями из нелегированного серого чугуна с пластинчатым графитом.

УДК 669.14.018.25

Н.С.Траймак, канд. техн. наук,  
М.В.Ситкевич, канд. техн. наук (БПИ)

### ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЛИТЫХ И ДЕФОРМИРОВАННЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В настоящей работе исследовался ряд широко распространенных инструментальных сталей. Термообработка их как в литом, так и в деформированном состоянии осуществлялась по режимам, рекомендованным литературой и заводской практикой. Литой вариант получен путем переплавки кованого инструмента с расчетным добавлением на угар легирующих элементов.

Условия испытаний на износ обеспечивали моделирование температурного состояния поверхностных слоев в зоне контакта образец-контртело. Скорость скольжения принята равной 0,42 м/с, что входит в интервал скоростей течения металла при прессовании. В качестве контртела принята отожженная сталь 25ХГТ.

В условиях окислительного износа высокую износостойкость имеют стали типа 5ХНМ, причем теплостойкие типа 5ХЗВЗМФС им уступают (табл. 1). Износостойкость быстрорежущих сталей наиболее высокая. При этом определяющим для них является твердость основы, тип и количество карбидных включений.

Таблица 1. Износостойкость инструментальных сталей

№	Марка стали	Износ, г/см <sup>2</sup> км					
		Температура в зоне трения, °С					
		200		500		700	
		литая	кованая	литая	кованая	литая	кованая
1	7ХЗ	0,096	0,23	0,21	0,41	2,58	2,31
2	5ХВГ	0,032	0,029	0,37	0,62	1,82	1,95
3	5ХНСВ	0,035	0,033	0,32	0,40	1,65	1,87
4	5ХНМ	0,024	0,023	0,28	0,48	1,69	2,05
5	5ХНВ	0,031	0,032	0,43	0,59	2,15	2,37
6	4ХСМФ	0,058	0,024	0,35	0,45	0,87	1,70
7	4ХСМНФЦР	0,038	0,022	0,30	0,40	0,74	1,42
8	4Х5МФС	0,015	0,02	0,24	0,47	0,70	1,13
9	5ХЗВЗМФС	0,021	0,039	0,17	0,32	0,47	1,05
10	3Х2В8Ф	0,027	0,042	0,24	0,31	1,19	1,00
11	Р6М5	0,006	0,019	0,03	0,08	0,21	0,17
12	Р6М5К5	0,003	0,006	0,07	0,12	0,18	0,25
13	Р18	0,009	0,005	0,005	0,13	0,23	0,19

Для штамповых сталей исходный уровень твердости имеет второстепенное значение. Определяющим является количество легирующих элементов, обладающих высоким сродством к кислороду и образующих на поверхности трения прочные окисные соединения.

Износостойкость штамповых сталей в значительной мере определяется типом карбидов, их твердостью и количеством. Наличие в структуре стали твердых карбидных включений увеличивает сопротивление тепловому износу. Так, сталь 7ХЗ благодаря присутствию в структуре карбидов типа  $M_7C_3$  имеет более высокую износостойкость, чем 5ХНМ. Износостойкость стали 7ХЗ ниже, чем 5ХЗВЗМФС, хотя общее количество карбидов у них практически равно. Основным карбидом теплостойкой стали является МС, который и определяет высокую ее износостойкость.

Литые стали всех марок в этих условиях испытаний более износостойки, чем кованые (табл. 1). Среди штамповых сталей лучшие показатели имеет литая 5ХЗВЗМФС, среди быстрорежущих - Р6М5.

В условиях интенсивного смятия поверхностных слоев взаимодействуют процессы упрочнения и разупрочнения металла, структурные превращения, возрастает роль схватывания. Вырванные при этом частицы металла высокой твердости (деформационное упрочнение) усиливают абразивное воздействие. Быстрорежущие и теплостойкие штамповые стали сохраняют повышенную износостойкость в сравнении с другими марками. При этом установлено наличие на поверхностях трения сталей, особенно литых, окисных структур. Являясь своеобразной смазкой, они вносят свою долю в повышение износостойкости.

Необходимо отметить, что износостойкость литых быстрорежущих сталей, а также, как показали испытания, и сталей типа 7ХЗ и 3Х2В8Ф ниже, чем кованных. Ликвационная неоднородность, наиболее характерная для сталей такого типа, является причиной появления процессов выкрошивания, снижающих износостойкость. Кроме того, незначительное содержание хрома в сталях снижает защитную роль окисных структур.

Сопоставление результатов износа с микроструктурами показывает, что интенсивному износу соответствует повышенная деформация поверхностных слоев. Глубина их в отдельных случаях достигает 1 мм (5ХНМ). При этом литые стали более структурно устойчивы в очаге трения.

Измерением микротвердости установлено, что как у литых, так и кованных образцов у поверхности трения появляются зоны повышенной твердости (рис. 1). Значения ее колеблются в пределах 10–12 ГПа. При этом, как правило, для литого металла характерна более высокая твердость упрочненной зоны.

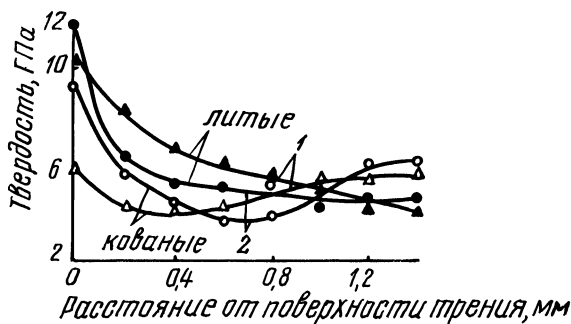


Рис. 1. Твердость поверхностных слоев инструментальных сталей 4ХСМФ (1), 5ХЗВЗМФС (2) после испытаний на износ при давлении  $35 \cdot 10^6$  Па.

Уровень твердости литых полутеплостойких сталей типа 5ХНМ выше на протяжении всего интервала измерения. Аналогичный характер изменения твердости имеет сталь 7ХЗ. Это свидетельствует об увеличении сопротивляемости деформированию литых сталей.

Износостойкость литых сталей объясняется соотношением зон упрочнения и разупрочнения, а также уровнем их твердости в сравнении с коваными. Причиной высокой твердости зон упрочнения являются процессы деформационного упрочнения или  $\alpha - \gamma$ -превращений. При этом обнаружены процессы дисперсионного твердения в упрочненной зоне.

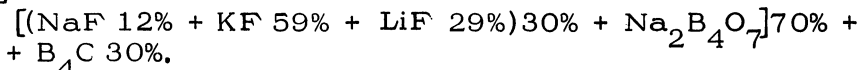
Установлено, что дисперсионное твердение является причиной высокой твердости упрочненной зоны литых сталей типа 5ХЗВЗМФС, а совместно с закалкой поверхностных слоев в результате  $\alpha - \gamma$ -превращения - литых сталей типа 4ХСМФ. Наиболее благоприятным оказывается легирование литых сталей хромом, вольфрамом, молибденом, цирконием (ванадием). Из исследуемых такое сочетание элементов имеет сталь 4ХСМНФЦР.

УДК 621.785.3

Л.А.Бондарь, канд. техн. наук,  
Л.А.Васильев, канд. техн. наук (БПИ)

### ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕ ПРИ БОРИРОВАНИИ

В работе исследовалась возможность повышения ударной вязкости и прочности диффузионно-упрочненных сталей 45 и У8 за счет применения термоциклической маятниковой обработки. Циклирование должно осуществляться в соответствующем температурном интервале: ниже  $A_{r1}$  - выше  $A_{c1}$ . В связи с этим было выбрано низкотемпературное жидкостное безэлектролизное борирование, которое проводилось в ванне следующего состава [1]:



Приведенный состав обладает жидкотекучестью, позволяющей проводить термоциклирование в интервале температур от 650°C до 840°C. Борирование осуществлялось в керамических тиглях при термоциклических режимах (3, 5 и 7 циклов) и при постоянной температуре. Время одного цикла составляет 30 мин.

Параллельно с основными режимами термоциклического борирования проводился нагрев контрольных образцов в нейтральных расплавах хлористых солей в отдельных тиглях (холостые режимы). Длительность холостых режимов была равна соответственно 3, 5 и 7 циклам.

После борирования образцы подвергались закалке и высокому отпуску. Для исследования влияния маятниковой термоциклической обработки на механические свойства борированию подвергались стандартные ударные и разрывные образцы.

Кроме термоциклического, образцы (для сравнения) подвергались изотермическому борированию при максимальной температуре цикла.

Испытания на ударную вязкость проводились на маятниковом копре МК-30А. Как показали результаты испытаний, термоциклическая маятниковая обработка повышает ударную вязкость исследованных сталей в 1,5–2,3 раза по сравнению с изотермическим борированием (рис. 1). Борирование снижает ударную вязкость (по сравнению с "чистым" термоциклированием – холостые режимы) на 30%.

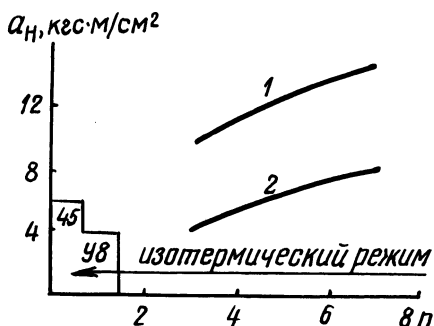


Рис. 1. Влияние числа циклов на ударную вязкость борированных сталей 45 (1) и У8 (2).

Испытания на растяжение проводились на разрывной машине с механическим приводом (максимальное усилие – 5 т). На основании этих испытаний можно сделать вывод, что термоциклирование повышает предел прочности исследованных сталей на 15–30%, причем максимальное повышение прочности наблюдается при пяти циклах.

Результаты проведенных исследований позволяют сделать вывод, что характеристики стали повышаются под воздействием следующих факторов: изменение ликвационной структуры, термо-наклепа и фазовых превращений. Решающим, очевидно, является последний фактор. Фазовые превращения ведут к существенному

изменению структуры, что в свою очередь влияет на механические свойства стали. В результате термоциклирования может происходить измельчение зерна, преимущественное растворение или выделение избыточных фаз, существенное изменение формы и размеров структурных элементов, выделяющихся из аустенита.

Изучение кинетики роста диффузионных слоев показало, что маятниковая обработка приводит к увеличению толщины борированного слоя на 20-25%. Результаты исследования подтвердили литературные данные о положительном влиянии термоциклирования на кинетику диффузионного насыщения [2].

На основании проведенной работы можно сделать вывод, что термоциклическая маятниковая обработка при борировании повышает комплекс механических свойств (особенно ударную вязкость) сталей 45 и У8.

#### Литература

1. А. с. 406971 (СССР). Состав расплава для борирования / Л.С.Ляхович, Л.Н.Косачевский, М.Г.Крукович, Ю.В.Туров. - Оpubл. в Б. И., 1973, № 46. - 93 с. 2. Панич Г.Г., Лепешева С.Д. О возможности интенсификации процессов роста диффузионных слоев циклическими термическими воздействиями: Тез. докл. II Всесоюзн. науч. конф. по химико-термической обработке металлов и сплавов. Минск, 1974. 51 с.

УДК 669.781

Б.С.Кухарев, канд. техн. наук,  
С.А.Тамело, аспирант,  
М.Шипош, инженер (БПИ)

#### ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ БОРИРОВАННОЙ СТАЛИ У8

Целью настоящей работы явилось получение сравнительных данных по износостойкости боридных слоев на стали У8, полученных при использовании различных насыщающих сред.

Испытания на износ были выполнены на экспериментальной установке, сконструированной в институте Металловедения и Технологии Чепельского комбината (г. Будапешт). Установка создана на основе элементов универсальной системы промышленной пневмоавтоматики. Изнашивание упрочненных образцов осуществлялось при возвратно-поступательном их движении по

контртелу. В качестве контртела использовалось покрытие "ИТР-НА8", которое, по данным фирмы, содержит элементы и соединения W - Ni - Si - B - C - Cr. Твердость такого покрытия составляет 65-70 HRC. Испытания проводились при давлении 9,16 МПа и скорости скольжения 0,08 м/с.

Линейный износ образца определялся при помощи измерительного микроскопа М1Т0Т0У0-S250 через каждые 200 м пути трения.

Составы смесей и условия борирования приведены в табл. 1. После насыщения образцы не подвергались термообработке. Для сравнения с износостойкостью боридного слоя параллельно испытывалась термообработанная на твердость 62HRC сталь X12.

По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что независимо от состава насыщающей среды боридные покрытия состоят из двух фаз: FeB и Fe<sub>2</sub>B с микротвердостью H<sub>D</sub> 15600-16500 и 12600-13300 соответственно.

Проведенные исследования показали, что, несмотря на идентичность фазового состава боридных покрытий, линейная скорость их износа различна (рис. 1). Объяснением этому может служить различный уровень остаточных напряжений в боридном слое, что является вполне очевидным с учетом скорости их формирования. Существенное влияние на кинетику износа оказывает также качество боридного слоя - его сплошность.

Полученные в результате измерений данные линейного износа образцов были образованы на мини-ЭВМ РТК-1072 по специальной программе на регрессионный анализ. При этом исходили из предположения, что износ подчиняется линейному закону

Таблица 1. Составы смесей и режимы борирования стали У8

Состав смеси, % по массе	Режим ХТО		Толщина слоя, мкм
	t, °C	τ, ч	
99(50 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 50(45 Al + 55 B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ))+ + 1 NaF	900	4	50
98(96(50 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 50(45 Al + + 55 B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )) + 4 NiO) + 1 NaF + + 1 NH <sub>4</sub> Cl	900	4	120
98(96(50 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 50(45 Al + + 55 B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )) + 4 FeO) + 1 NaF + + 1 NH <sub>4</sub> Cl	900	4	110



$$y = ax + b, \quad (1)$$

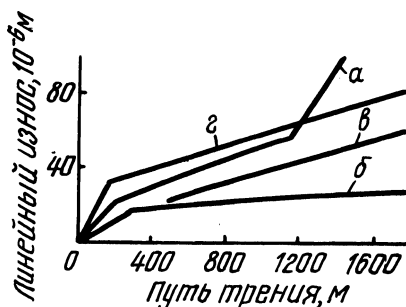
где  $y$  – линейный износ;  $x$  – путь трения;  $a$  – скорость износа;  $b$  – пересечение линии регрессии с осью  $y$ .

Параметры  $a$  и  $b$  находились по методу наименьших квадратов. Для оценки силы линейной связи переменных  $x$  и  $y$  находился коэффициент корреляции  $r$ . Проверка гипотезы о линейной зависимости сводилась к проверке значимости коэффициента корреляции. Для этого определяли функцию  $T$ :

$$T = \frac{r\sqrt{n-2}}{\sqrt{1-r^2}}, \quad (2)$$

где  $n$  – число пар значений  $x$  и  $y$ ;  $r$  – коэффициент корреляции.

Рис. 1. Борирование стали У8 без активирующих добавок (а), с добавками NiO (б), FeO (в) и термообработанная сталь Х12 (г).



Если  $T \geq t_{\alpha/2; \nu}$ , то коэффициент корреляции значимо отличается от нуля, а переменные  $x$  и  $y$  связаны линейной регрессионной зависимостью. Квантиль находили по таблицам квантилей распределения Стьюдента при уровне значимости  $\alpha = 0,05$  и числе степеней свободы  $\nu = n - 2$ .

Для всех испытанных образцов коэффициент корреляции отличается от нуля, следовательно, процесс износа подчиняется зависимости (1).

В результате можно сделать вывод о том, что использование составов для борирования, содержащих добавки FeO и NiO, позволяет получать боридные слои, по своей износостойкости превышающие износостойкость стали карбидного класса Х12 при данных условиях испытания.

Л.С.Ляхович, докт. техн. наук,  
А.А.Пикман, инженер,  
Б.З.Поляков, канд. техн. наук (БПИ)

## ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЛИТЬЕ В КЕРАМИЧЕСКИЕ ФОРМЫ

Исследовано обезуглероживание отливок из углеродистых сталей при литье в керамические формы. Отливки-призмы из углеродистых сталей 40, У8 и У12 толщиной 52, 73 и 104 мм заливали в формы с жидкостекольной опорной частью и керамической облицовкой с цирконовым и кварцевым наполнителями. Температура заливки - 1560°C. Необходимость исследования вызвана тем, что механическая обработка для эффективного использования точных отливок включает лишь слесарную доводку с припуском 0,05-0,2 мм, что меньше толщины обезуглероженного слоя на поверхности отливки. В результате структура и свойства наиболее важного поверхностного слоя литых деталей оказываются намного ниже, чем у сердцевины, что снижает работоспособность изделия.

Толщину обезуглероженного слоя определяли методом микроскопического анализа и по данным послыдного химического анализа. За толщину обезуглероженного слоя в отливке из эвтектоидной стали принимали поверхностную зону, содержащую структурно свободный феррит. В заэвтектоидной стали обезуглероженный слой включает поверхностную зону со структурно свободным ферритом, эвтектоидную и часть заэвтектоидной зоны, в которой металлографически выявляется меньшее по сравнению с сердцевиной количество вторичного цементита. В доэвтектоидной стали обезуглероженный слой отличается от сердцевины большим количеством феррита и соответственно меньшим - перлита. В эвтектоидной и заэвтектоидной сталях металлографическое определение толщины обезуглероженного слоя не вызывает затруднений. В доэвтектоидной стали определение визуальной оценкой расстояния от поверхности до условной линии, соответствующей структуре сердцевины, сопряжено с большой погрешностью. Для повышения точности использовали в качестве контрольного способа измерение распределения перлита в поверхностном слое доэвтектоидной стали на установке "Эпиквант". Обезуглероженный слой анализировали на вырезанных из отливок образцах в литом состоянии, после отпуска при 650°C и

после отжига при  $750^{\circ}\text{C}$ . Распределение перлита и соответственно углерода в литой и нагретой до  $650^{\circ}\text{C}$  ( $<A_{C1}$ ) стали 40 не является равновесным - сердцевина содержит  $0,6 \cdot \text{П}$  ( $0,6$  - доля перлита (П) в структуре). После нагрева до  $750^{\circ}\text{C}$  ( $>A_{C1}$ ) в результате перекристаллизации количество выявляемого металлографически перлита уменьшилось до значения, соответствующего равновесному -  $0,5 \cdot \text{П}$ .

На рис. 1 представлено распределение углерода в поверхностном слое отливок. Точками показаны результаты послойного

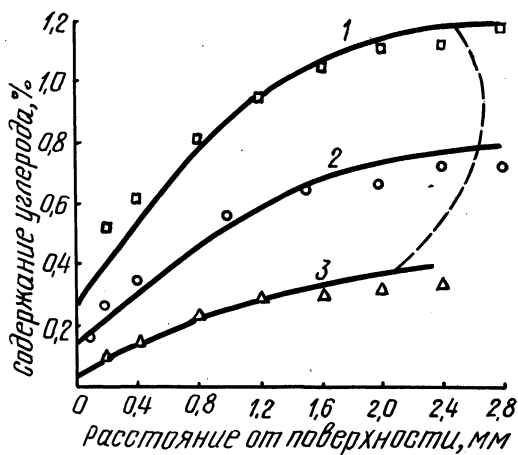


Рис. 1. Распределение углерода по глубине обезуглероженного слоя углеродистых сталей У12 (1), У8 (2) и 40 (3). Точками обозначены экспериментальные данные. Скорость охлаждения  $10^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ , приведенный размер 20 мм.

химического анализа, сплошными линиями - расчетная зависимость, штриховой линией - зависимость толщины обезуглероженного слоя от содержания углерода в стали. Увеличение содержания углерода в стали не аддитивно влияет на обезуглероживание (рис. 2). Экстремальный характер влияния содержания углерода на толщину обезуглероженного слоя может быть объяснен различием температурного интервала, в котором происходит обезуглероживание углеродистых сталей -  $\text{NJE} - \text{GSE}$  (линии диаграммы железо-цементит). Обезуглероживание стали У8 проходит в наибольшем температурном интервале - от температуры окончания затвердевания до температуры перлитного превращения. Температурный интервал обезуглероживания доэвтектоидной стали ограничен температурой начала выделения избыточного феррита (линия  $\text{GS}$ ), а заэвтектоидной стали - вторичного цементита (линия  $\text{SE}$ ). Выделение избыточных фаз (феррита и цементита) по границам зерен аустенита резко тормозит и практически прекращает диффузию углерода из сердцевинных

зерен аустенита к поверхности. Процесс удаления углерода из поверхностей зоны ограничивается с этого момента областью сформировавшегося к началу выделения избыточных фаз обезуглероженного слоя. Понижение температуры от GSE до PSK приводит к дальнейшему некоторому уменьшению количества углерода в обезуглероженном слое без изменения толщины этого слоя.

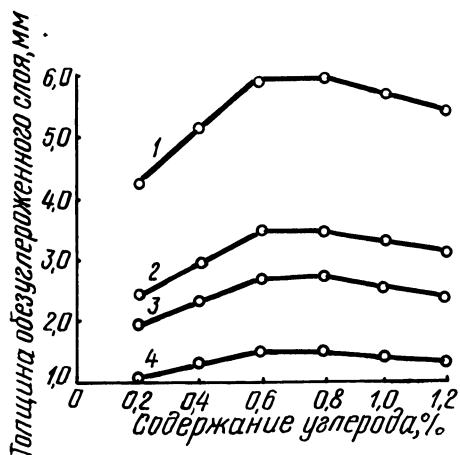


Рис. 2. Зависимость толщины обезуглероженного слоя от содержания углерода в стали и скорости охлаждения (для кривых 1, 2, 3 и 4 скорость охлаждения равна 2, 6 10 и 30 °C/мин соответственно).

Для разработки расчетной схемы, дающей представление о кинетике процесса, необходимо учесть, что обезуглероживание отливки происходит при понижении температуры. Весьма важен для расчета выбор граничных условий – температурного интервала обезуглероживания и содержания углерода на поверхности отливки. Содержание углерода на поверхности отливки зависит не только от исходного содержания углерода в стали, но и от условий охлаждения (размера отливки, материала литейной формы) и характера взаимодействия металла отливки с материалом литейной формы и газовой фазой в ней. В расчетной схеме принято, что содержание углерода на поверхности отливки, полученной в керамической форме, определяется главным образом исходным составом стали и равно содержанию углерода в твердом растворе, выделяющемся на начальной стадии затвердевания отливки. В соответствии с диаграммой железо-цементит  $S_{пов}$  с увеличением содержания углерода в стали изменяется в соответствии с линией JE. Расчетная формула, полученная на основе известной формулы для расчета обезуглероживания в стационарных условиях интегрированием в температурном интервале обезуглероживания, имеет вид

$$\frac{C_h - C_{\text{пов}}}{C_{\text{исх}} - C_{\text{пов}}} = \operatorname{erf} \left( \frac{h}{2\sqrt{D\tau}} \right), \quad (1)$$

где  $C_h$  - концентрация углерода на границе обезуглероженного слоя (принята на 0,02% меньше исходной), %;  $h$  - толщина обезуглероженного слоя, мм;  $C_{\text{пов}}$  - концентрация углерода на поверхности, %;  $C_{\text{исх}}$  - исходное содержание углерода в стали, %;

$$2\sqrt{D\tau} = 20 \cdot v^{-0,5} \left[ A \cdot \int_{T_H}^{T_K} \exp(-15754/T) \cdot dT \right]^{1/2} \text{ мм,}$$

где  $v$  - скорость охлаждения отливки,  $^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ ;  $A = 0,06 + 0,08 \cdot C_{\text{исх}}$ , %;  $T_H$  и  $T_K$  - температура начала и окончания процесса обезуглероживания,  $^{\circ}\text{C}$ .

Расчетные значения толщины обезуглероженного слоя удовлетворительно согласуются с экспериментальными. Отклонение имеет место лишь для поверхностного слоя толщиной 0,5-0,6 мм высокоуглеродистой стали У12. Скорость охлаждения влияет на обезуглероживание интенсивнее, чем содержание углерода в стали.

УДК 621.785.539

Э.П.Пучков, канд. техн. наук,  
Г.М.Левченко, канд. техн. наук,  
Б.З.Поляков, канд. техн. наук,  
А.Ф.Захарова, инженер,  
Н.Г.Дубовик, инженер (БПИ)

### ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКИ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Сотрудниками кафедры "Металловедение и термическая обработка металлов" Белорусского политехнического института и ЦЗЛ БелавтоМАЗ разработан способ химико-термической обработки (ХТО), позволяющий производить локальное диффузионное насыщение. С использованием этого способа можно, например, подвергать насыщению только рабочие части штампов, что ведет к значительному сокращению расходов насыщающих смесей. Процесс диффузионного насыщения можно совмещать с процессом нагрева штампов под закалку.

В результате предварительных экспериментов было установлено, что наиболее эффективно повышает стойкость горячих штампов боралитирование. Разработка технологического процесса боралитирования велась применительно к штампам и вставкам, изготавливаемым из стали 5ХНМ. Подготовку к диффузионному насыщению вставок, имеющих отверстие под выталкиватель, осуществляли следующим образом (рис. 1). На поддон 7 (чугунная плита или жаростойкая сталь) наносили 2–3 мм слой специальной защитной обмазки 2, герметизирующей отверстие снизу. На обмазку устанавливали вставку 6 и обезжировали поверхности, которые должны подвергаться насыщению. В отверстие для выталкивателя и на гравюру вставки насыпали насыщающую смесь 5 для боралитирования (смесь получали методом алюмино-термического восстановления). На насыщающую смесь наносили 2–4 мм слой промежуточной смеси 3, состоящей из 70% окиси кремния и 30% окиси алюминия. Компоненты смеси следует предварительно прокалить. С целью экономии насыщающей смеси часть полости можно засыпать промежуточной смесью. Поверх слоя промежуточной смеси заливали слой защитной обмазки 2. Толщина слоя защитной обмазки – 5–8 мм.

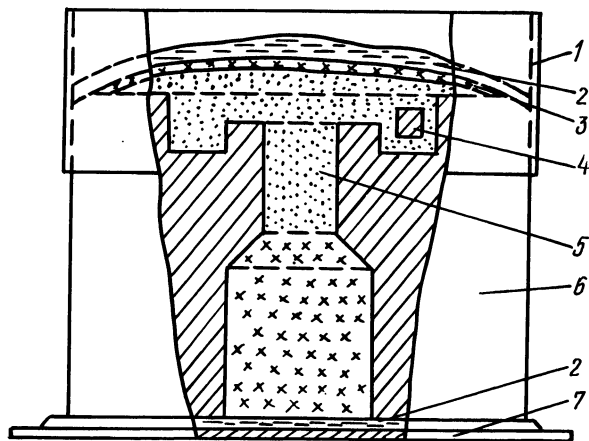


Рис. 1. Схема подготовки к диффузионному насыщению вставок с отверстием под выталкиватель.

Если расстояние от края гравюры до края вставки менее 10–15 мм, то по периметру вставки следует намотать обечайку 1 из тонкого картона или бумаги, предотвращающую стекание защитной обмазки в процессе ее нанесения. Загрузку вставок в печь можно производить сразу же после нанесения защитной об-

мазки. Длительная сушка на воздухе приводит к образованию сетки трещин в слое защитной обмазки. Мелкие трещины закрываются в процессе нагрева, крупные трещины (шириной  $> 1$  мм) следует засыпать сухой смесью защитной обмазки.

Если вставки не имеют отверстия под выталкиватель, то в этом случае подготовка к насыщению упрощается и производится аналогично нижеописанной (для крупных штампов).

Подготовку крупных штампов к диффузионному насыщению производили аналогичным образом. На обезжиренную поверхность гравюры и на расстоянии 20–30 мм по периметру насыпали слой насыщающей смеси толщиной не менее 5 мм. На насыщающую смесь насыпали слой промежуточной смеси толщиной 2–4 мм. Поверх промежуточной смеси заливали слой защитной обмазки толщиной 5–8 мм. Условия загрузки штампов в печь такие же, как и описанные ранее. Следует отметить, что разработанный состав защитной обмазки можно применять не только для герметизации реакционного объема при насыщении, но и для предохранения от окисления поверхностей, не подлежащих насыщению. Их следует покрывать тонким слоем защитной обмазки.

Для проведения бороалитирования штампов и вставок по разработанной технологии можно использовать любые промышленные печи с электрическим или газовым обогревом, имеющие достаточные размеры рабочего пространства. Процесс диффузионного насыщения совмещается с процессом нагрева под закалку.

В условиях Минского автомобильного завода температура нагрева под закалку штампов из стали 5ХНМ составляет 880–900°C. Нагрев производили в камерных печах с газовым обогревом. По окончании выдержки вставки выгружали, с помощью крючка снимали защитную обмазку и производили закалку. Насыщающую смесь удалять с гравюры штампа перед закалкой не следует во избежание повреждения гравюры. В масляном баке смесь оседает на ложное дно, которое периодически очищается.

Время выдержки штампа в печи определяется, с одной стороны, его габаритами, с другой – необходимостью получения диффузионного слоя достаточной толщины. Производственные испытания показали, что оптимальная толщина бороалитированного слоя составляет 0,05–0,10 мм. После нагрева поверхности до 880–900°C выдержка штампов и вставок в течение 5–6 ч обеспечивала получение бороалитированного слоя толщиной 0,05–0,06 мм. Слой состоит преимущественно из борида  $\text{Fe}_2\text{B}$ , легированного алюминием и имеющего микротвердость  $H_D$  1400–1600. Контроль толщины диффузионного слоя осуществляли по

образцу-свидетелю 4. Отпуск штампов и вставок осуществляли по существующей технологии.

В кузнечном цехе Минского автомобильного завода проводили испытания штампов и вставок, подвергнутых боралитированию по разработанной технологии. Стойкость штампов и вставок повысилась в 1,3-2,5 раза.

Разработанный технологический процесс позволяет производить локальную ХТО и пригоден для проведения различных процессов диффузионного насыщения.

УДК 669.017 + 669.295

В.И.Беляев, докт. техн. наук,  
Н.А.Бусел, инженер,  
Д.Г.Девойно, канд. техн. наук (БПИ)

### РЕГУЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ УПРОЧНЕНИИ

При упрочнении металлов импульсными нагрузками важную роль играют тепловые процессы. С повышением давления во фронте ударной волны температура металла в условиях адиабатического сжатия значительно возрастает.

Разогрев вещества при импульсном нагружении обусловлен процессами релаксации упругой деформации и протекания пластической деформации сжатого тела. Изменяя температурные условия, можно тем самым регулировать и конечные свойства материалов после воздействия ударных волн.

Целью работы явилось увеличение эффективности импульсного упрочнения листового титана марки ВТ1-0 с помощью изменения начальной технологической температуры.

Импульсное нагружение давлением 5,45 ГН/м<sup>2</sup> и 14,3 ГН/м<sup>2</sup> осуществлялось по схеме "бегущей" ударной волны. Такая схема наиболее часто применяется в технологии взрывной обработки металлов.

Регулирование температурного режима осуществлялось за счет охлаждения образцов в жидком азоте, что позволило получить начальную технологическую температуру, равную 77 К. При такой температуре пластичность титана исследуемой марки выше, чем при "нормальной"; более глубокое же охлаждение вызывает его охрупчивание. Благодаря этому во время экспери-



ментов не происходило нарушение целостности образцов и не образовывались микротрещины.

После взрывного нагружения исследовали изменения микроструктуры и измеряли микротвердость. Изменение микротвердости в наших экспериментах принималось основной характеристикой упрочнения. Кроме того, проводился рентгенофазовый анализ на установке УРС 50-ИМ.

Эксперименты выполнялись на образцах размером 100 x 100 мм, которые предварительно отжигались в вакууме при 833 К в течение 4 ч. При этом несколько укрупнилось зерно и ликвидировались двойники, имеющиеся в материале в состоянии поставки. Исходная микротвердость составляла 1,8 ГН/м<sup>2</sup>.

Основные результаты проведенных исследований, представленные на рис. 1, показывают, что с увеличением давления нагружения возрастает как максимальное значение твердости титана, так и величина упрочненной зоны (кривые 1 и 3). Предварительное охлаждение жидким азотом позволило при том же давлении нагружения 5,45 ГН/м<sup>2</sup> расширить зону упрочнения на 500%, возросла и абсолютная величина твердости (кривые 2 и 4).

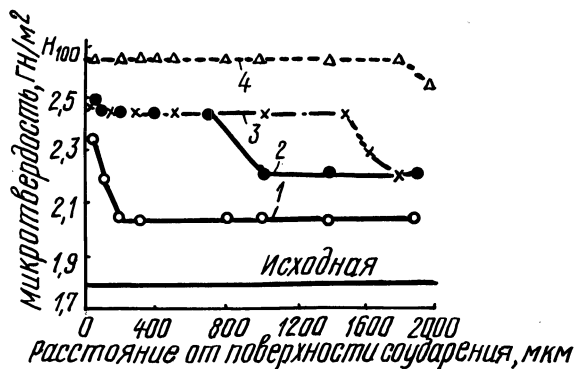


Рис. 1. Упрочнение титана VT1-0 при импульсном нагружении:  
 1 – давление нагружения (P) 5,45 ГН/м<sup>2</sup>, начальная температура (T) 290 К; 2 – P = 5,45 ГН/м<sup>2</sup>, T = 77 К; 3 – P = 14,3 ГН/м<sup>2</sup>, T = 290 К; 4 – P = 14,3 ГН/м<sup>2</sup>, T = 77 К.

Отмеченное явление, по-видимому, следует отнести за счет компенсации разупрочняющего действия разогрева металла. Следует учитывать, что при косом соударении накладывается еще нагрев, вызванный волной сдвиговой деформации, рассчитать величину которого достаточно сложно.

Металлографические исследования показали наличие двойников в упроченной зоне. Рентгенофазовый анализ выявил присутствие  $\omega$ -фазы титана в образцах, обработанных давлением  $14,3 \text{ ГН/м}^2$  и выше при начальной температуре  $77 \text{ К}$ .

подавляя разупрочняющее действие нагрева при высокоскоростном нагружении, можно увеличить эффективность импульсного упрочнения.

УДК 621.923 + 621.785.72

С.Е.Бельский, мл. науч. сотр.,  
Р.Л.Тоффенев, канд. техн. наук (БПИ)

### ИЗМЕНЕНИЯ В СУБСТРУКТУРЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ИНСТРУМЕНТА В ПРОЦЕССЕ ФИНИШНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Работы по исследованию шлифованной поверхности методами рентгеноструктурного и дюрOMETрического анализа указывают на существенное влияние ее состояния на стойкость инструментальной оснастки. Для инструмента из быстрорежущей стали характерно резкое увеличение количества остаточного аустенита в поверхностном слое (до 15–30%), что объясняется высокой температурой разогрева металла вблизи обрабатываемой поверхности, инициирующей фазовые превращения. Твердость поверхностного слоя существенно понижается, что приводит к быстрому износу инструмента. Проведение послойного анализа образцов с использованием метода электролитического травления показало, что основные превращения локализуются в поверхностном слое толщиной менее 50 мкм. Градиент температуры при шлифовании определяет характер и распределение макронапряжений. В поверхностном слое макронапряжения являются напряжениями сжатия.

Использование метода электролитического травления при послойном анализе напряжений не исключает их перераспределения в процессе подготовки образцов. Поэтому представляется актуальным проведение неразрушающего послойного анализа тонкого поверхностного слоя. Для этой цели использован метод скользящего пучка рентгеновских лучей, позволяющий анализировать слои различной толщины, определяемой углом падения рентгеновских лучей. Съемка проводилась в камере типа РКД с использованием узкого (0,5–0,6 мм) пучка лучей. Глубина проникновения луча в материал определялась по формуле [1]:

$$t = \frac{\ln J_0/J \cdot \sin \alpha \cdot \sin (2\theta - \alpha)}{\mu \cdot (\sin \alpha + \sin (2\theta - \alpha))},$$

где  $J_0$ ,  $J$  – интенсивности падающего и отраженного луча, соответственно;  $\mu$  – линейный коэффициент поглощения рентгеновских лучей;  $\alpha$  – угол между направлением первичного пучка и поверхностью образца;  $\theta$  – угол дифракции.

В предлагаемой работе приводятся результаты рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализа шлифованной поверхности режущего инструмента из быстрорежущей стали (прошивки и зубообрабатывающие ножи). Для исследования были использованы как образцы, вырезанные из инструмента, так и специальные образцы, проточенные по аналогичным режимам. Электронно-микроскопический анализ проведен на фольгах, полученных путем одностороннего электрополирования в электролите состава: 80%  $\text{CH}_3\text{OH}$  + 20%  $\text{HClO}_4$ .

Результаты рентгеноструктурного анализа приведены на рис. 1. Анализ их указывает на существенное упрочнение материала (сталь 5ХЗВЗМФС). Количество аустенита увеличивается. Для стали Р6М5 наблюдается более низкий (по сравнению с 5ХЗВЗМФС) уровень напряжений у шлифованной поверхности.

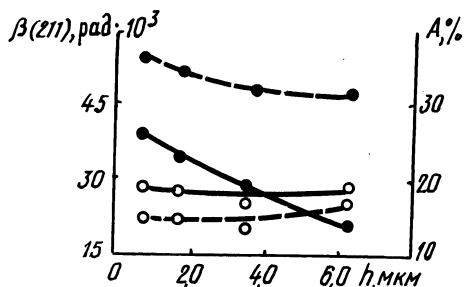


Рис. 1. Изменение физического уширения линии (211) (—) и количества остаточного аустенита (---) по глубине шлифованной поверхности прошивок из стали Р6М5 (O) и 5ХЗВЗМФС (●).

Это связано, по-видимому, с практически полным отсутствием структурных превращений (количество аустенита в слое около 15%), а также меньшей склонностью данной стали к наклепу вследствие более низкой ее теплопроводности. Последнее обстоятельство и способствует преобладающему протеканию в поверхностном слое процесса возврата. В целом отсутствие значительных изменений в структуре стали Р6М5 на глубине 0,7–5,0 мкм от контактной поверхности приводит к меньшей повреждаемости ее при шлифовании прошивок.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа, проведенного на микроанализаторе "Самеса", свидетельствуют об

уменьшении в слое толщиной до 200–300 мкм количества карбидов вольфрама, молибдена, ванадия. Учитывая высокие температуры, возникающие при шлифовании, можно сделать вывод о растворении части карбидов в матрице материала.

Электронно-микроскопический анализ шлифованной поверхности выявил преимущественную ориентированность материала в направлении шлифования.

Структурные и субструктурные изменения в поверхностном слое шлифованного инструмента способствуют возникновению микротрещин. Наличие микротрещин и "разрыхленность" поверхности подтверждаются исследованием с помощью сканирующего микроскопа. Комплекс этих изменений отрицательно сказывается на эксплуатационных свойствах инструмента.

#### Литература

1. Повышение износостойкости на основе избирательного переноса / Под ред. Д.Н.Гаркунова. – М.: Машиностроение, 1977.

УДК 669.14.018.25:539.42

В.Ф.Соболев, канд. техн. наук,  
А.С.Чаус, инженер,  
Р.Н.Худокормова, канд. техн. наук,  
А.П.Дубко, инженер,  
В.В.Кузьмин, инженер (БПИ)

#### МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ЛИТЫЕ БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ

В работе изучено влияние добавок циркония, ниобия и алюминия на структуру и свойства литой быстрорежущей стали Р6М5К5. После закалки от 1230°C определяли твердость и количество остаточного аустенита в структуре, а после закалки и трехкратного отпуска при 560°C – твердость, ударную вязкость, тепло- и износостойкость. Полученные результаты о влиянии добавок выбранных элементов на исследуемые характеристики опытных сталей представлены в табл. 1, которая содержит аналогичные сведения о стали базового состава Р6М5К5.

Твердость стали Р6М5К5 после закалки составляет 63,5 НРС, количество остаточного аустенита равно 17%. Введение в сталь циркония повышает ее твердость после закалки на 1–1,5 НРС. Количество остаточного аустенита при этом несколько уменьшается. Аналогичное повышение твердости в закаленном

Таблица 1

Элемент	Вводимое количество, %	Закалка		Отпуск		Теплостойкость НРС (620°C, 4 ч)	Относительный износ, г
		твёрдость НРС	остаточный аустенит, %	твёрдость НРС	удельная вязкость, Дж/м <sup>2</sup>		
Zr	0,1	64,5	13	66,5	12 x 10 <sup>4</sup>	61,5	0,0210
	0,3	64,5	13	66	9 x 10 <sup>4</sup>	61	0,0195
	0,6	65	15	66	6 x 10 <sup>4</sup>	59	0,0180
Nb	0,1	65	10	65,5	13 x 10 <sup>4</sup>	61	0,0200
	0,3	65	12	65,5	11 x 10 <sup>4</sup>	60	0,0180
	0,6	65	8	65	10 x 10 <sup>4</sup>	59	0,0170
Al	0,4	65	7	66	8 x 10 <sup>4</sup>	61	0,0200
	0,8	65	8	66	9 x 10 <sup>4</sup>	61	0,0230
	1,2	64,5	6	65,5	7 x 10 <sup>4</sup>	58,5	0,0250
Р6М5К5 без до- бавок		63,5	17	65,5	10 x 10 <sup>4</sup>	61	0,0225

состоянии характерно и для стали с добавками ниобия и алюминия. С увеличением вводимого количества Nb содержание остаточного аустенита вначале возрастает, а затем снижается, оставаясь более низким в сравнении со сталью исходного состава. Алюминий во всем исследованном интервале влияния уменьшает устойчивость аустенита.

Микроструктура стали Р6М5К5 после полной термической обработки состоит из равноосных зерен твердого раствора, окруженных сеткой вторичных карбидов. В стыках зерен наблюдаются колонии эвтектической составляющей, представленной эвтектикой ванадиевого типа с изолированными карбидами и эвтектикой на базе гексагонального карбида  $M_2C$  стержневого типа. При введении Zr наблюдается резкое измельчение литой структуры, причем такой эффект сохраняется и после термообработки. Это вызвано тем, что тугоплавкие карбиды или карбонитриды циркония выделяются первыми из расплава и тем самым увеличивают число центров кристаллизации, а при закалке задерживают передвижение границ зерен и препятствуют их росту. С ростом вводимого количества Zr в сталь выделения карбидной фазы

зы становятся более грубыми. Для стали с ниобием также характерно выделение специальных карбидов NbC как по границам зерен, так и по телу зерна, однако это не так сильно выражено, как в стали с цирконием. По мере повышения содержания Nb в стали увеличивается количество эвтектики стержневого типа, а ее строение становится более грубым. Размер зерен при этом уменьшается, а их форма остается равноосной. При введении в сталь алюминия по границам зерен твердого раствора формируется замкнутая сетка стержневой эвтектики, количество которой по сравнению со сталью базового состава резко возрастает. С увеличением вводимого количества Al в сталь зерно металлической основы измельчается и приобретает вытянутую форму. Количество неметаллических включений в структуре стали возрастает.

Описанные изменения микроструктуры исследуемых сталей сказываются на их свойствах. Увеличение вводимого количества Zr и Nb, вызывающее огрубление карбидной фазы, уменьшает ударную вязкость и повышает износостойкость этих сталей, а также косвенно способствует снижению вторичной твердости и теплостойкости, что связано с обеднением твердого раствора углеродом за счет связывания последнего в труднорастворимые карбиды ZrC и NbC. Характер изменения ударной вязкости алюминийсодержащих сталей сложен вследствие влияния различных факторов, действующих в противоположных направлениях. С одной стороны, это уменьшение размера зерен, а с другой — увеличение количества эвтектической составляющей и неметаллических включений. Повышение содержания Al снижает тепло- и износостойкость.

Таким образом, проведенные испытания показали, что свойства стали Р6М5К5 улучшаются при введении небольших добавок циркония и ниобия, добавки алюминия в этом случае оказались неэффективными.

Н.С.Траймак, канд. техн. наук,  
 В.А.Стасюлевич, инженер,  
 Н.А.Кашуба, инженер,  
 И.К.Филанович, инженер (БПИ)

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ  
 НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА  
 ЛИТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Исследуемые стали марок 7ХЗ и 5ХНМ выплавлены в индукционной электропечи с кислой огнеупорной футеровкой. Для раскисления использованы ферромарганец и алюминий. Заливка металла проводилась при температуре 1620–1680°C.

Формы для получения образцов изготавливались из жидкостеклянных смесей с тонкой керамической облицовкой. С целью изменения теплофизических свойств формы в состав керамики вводились различные наполнители. За основной показатель свойств формы принят коэффициент аккумуляции тепла (табл. 1). Часть образцов получена в жидкостеклянных формах без облицовки и в металлическом кокиле.

Таблица 1. Состав литейных форм

№ п/п	Наименование материала	Содержание, % по массе	Коэффициент аккумуляции тепла, $\frac{\text{Вт} \cdot \text{с}}{\text{мм} \cdot \text{град}} 0,5$
1	Металл	100	14000
2	Циркон зернистый	39	1970
	Циркон пылевидный	45,1	
	Гидролизированный раствор этилсиликата	15	
	Отвердитель	0,9	
3	Кварцевый песок	26,4	1580
	Кварц пылевидный	52,9	
	Гидролизированный раствор этилсиликата	19,8	
	Отвердитель	0,9	
4	Кварцевый песок	87	1360
	Жидкое стекло	10	
	Опилки древесные	3	

Изменение состава формы от жидкостекольной к металлическому кокилю увеличивает коэффициент аккумуляции тепла. В результате изменяется структура литой стали и ее свойства. Так, для стали 5ХНМ с повышением коэффициента увеличивается дисперсность фаз, возрастает их ориентированность вдоль направления теплоотвода. Структура всех образцов трооститного типа. Отливкам, полученным в керамических формах с цирконом, свойственна максимальная глубина мелкозернистого слоя, причем обезуглероженный слой полностью отсутствует.

Структура стали 7Х3 во всех случаях состоит из пластинчатого перлита. Однако перлитные зерна различны как по микротвердости, так и по степени травимости. При этом количество таких зерен возрастает с изменением состава форм в сторону увеличения коэффициента аккумуляции тепла, что вызвано неравновесными условиями кристаллизации и, как следствие, разнородностью перлита. Направленность в расположении фаз для данной стали характерна в меньшей мере. Установлен небольшой глубины обезуглероженный слой, особенно у отливок, полученных в жидкостекольных формах.

Установлено повышение микротвердости поверхностного слоя отливок (рис. 1). Максимальная твердость свойственна для отливок, полученных в металлическом кокиле. Она уменьшается со

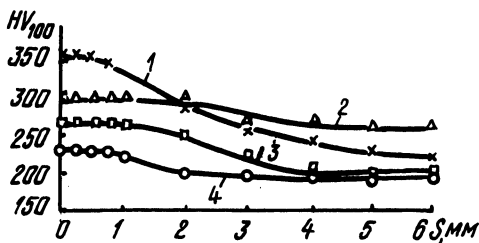


Рис. 1. Влияние состава формы на распределение твердости в поверхностном слое отливок сталей 5ХНМ: 1-4 номера в соответствии с табл. 1.

снижением коэффициента аккумуляции тепла. Глубина зоны повышенной твердости также определяется теплофизическими свойствами формы. Максимум ее свойственен для цирконовых керамических форм и металлического кокиля.

Необходимо отметить также, что твердость отливок из стали 5ХНМ выше, чем из 7Х3. Такое обстоятельство полностью согласуется с анализом изменения структуры сталей в зависимости от состава форм.

Термическая обработка исследуемых сталей состояла из отжига, закалки и отпуска, проведенных по стандартным режимам на твердость 40-45 HRC. Из отливок были изготовлены образ-



Таблица 2. Ударная вязкость литых инструментальных сталей

Номер формы	$a_H, 10^5 \text{ Дж/м}^2$	
	вдоль теплоотвода	поперек теплоотвода
1	2,7/3,1	1,9/2,6
2	2,9/2,7	1,6/2,7
3	2,0/2,2	2,1/2,6
4	2,5/2,2	1,9/2,6

Примечание. Значения  $a_H$  для стали 5ХНМ / для стали 7ХЗ.

цы с надрезами вдоль и поперек направления теплоотвода. Результаты испытаний представлены в табл. 2. Ударная вязкость образцов с надрезом вдоль теплоотвода незначительно превышает вязкость образцов стали 5ХНМ с поперечным надрезом. Для стали 7ХЗ такой зависимости не наблюдается.

С увеличением коэффициента аккумуляции тепла наблюдается некоторая тенденция к повышению ударной вязкости литых сталей. Это особенно заметно для образцов с надрезом вдоль теплоотвода.

УДК 621.785.5

А.Ю.Хаппалаев, инженер,  
М.М.Абачараев, канд. техн. наук,  
В.В.Сурков, канд. техн. наук,  
Б.С.Кухарев, канд. техн. наук (БПИ)

### ФОРМИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ХРОМИРОВАННЫХ СЛОЕВ НА СТАЛИ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ

Известные способы насыщения металлов в порошковых средах обладают существенными недостатками (не позволяют регулировать состав, скорость роста покрытия, длительны, малопродуктивны, трудоемки, требуют дорогих и дефицитных материалов и т. д.), препятствующими их широкому внедрению в промышленность.

Попытки интенсификации процесса химико-термической обработки (ХТО) введением в состав среды добавок порошка цинка

не дали желаемого эффекта из-за интенсивного испарения цинка [1]. Вследствие этого при нагревании под ХТО до температур заметной диффузии хрома в сталь (1000–1200 К) цинк успевает почти полностью испариться из смеси. Нами сделана попытка интенсифицировать процесс хромирования стали У8 введением в смесь порошков сурьмы и железа. Сурьма имеет более высокую теплоту испарения, чем цинк. Железо добавлялось как компонент, регулирующий концентрацию "активной" сурьмы в смеси путем связывания ее части соединения  $\text{FeSb}$  и  $\text{FeSb}_2$ .

Образцы размерами 10 x 10 x 5 мм насыщали в алюмотермической смеси, составленной из окислов хрома, алюминия, сурьмы и железа, а также чистого алюминия (восстановитель) и хлористого аммония. Для этого их упаковывали в жаростойкие контейнеры и помещали в шахтную печь, нагретую до заданной температуры. Для предотвращения окисления смеси и образцов использовали плавкий затвор из борного ангидрида. ХТО осуществляли по разным режимам при 1273–1373°К. В восстановленную смесь для хромирования с исходным составом 40%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 60%(70%  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 30%  $\text{Al}$ ) добавляли порошки железа и сурьмы и подвергали ее отжигу при различных температурах (1023–1173°К) с целью получения в смеси "стабильных" соединений сурьмы, хрома и железа, из которых в дальнейшем проводили процесс насыщения.

Изучено влияние состава насыщающей смеси и температуры процесса предварительного отжига на толщину, структуры и свойства хромированных слоев стали У8. Металлографические исследования осуществляли на металломикроскопе Neophot-2, рентгеноспектральный анализ проводили на микроанализаторе фирмы "Самеса", фазовый рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометрах ДРОН-1 и ДРОН-2.

Результаты исследований по определению температуры предварительного отжига на толщину диффузионного слоя показали, что увеличение температуры от 1023 до 1173 К способствует повышению толщины слоя от 20 до 100 мкм. При этих температурах облегчается проникновение сурьмы в поверхностный слой стали, где, образуя различные легкоплавкие фазы с железом по перитектической реакции, она препятствует созданию запирающего слоя карбидов хрома.

Повышение времени выдержки отжига смеси от 0,5 до 2 ч способствует резкому росту толщины формируемого карбидного слоя, а дальнейшая выдержка уже заметного влияния не оказывает, видимо, из-за создания критической концентрации сурьмы

в поверхностном слое и невозможности ее дальнейшего растворения. Оптимальными условиями предварительной термообработки насыщающей смеси признаны: температура отжига 1123 К, время выдержки 2 ч.

Микроструктурным анализом установлено, что диффузионный хромированный слой состоит из трех зон: поверхностная, сплошная карбидная и лежащая под ней гетерофазная зона твердого раствора  $(Cr, Fe)Sb_2$  и  $(Cr, Fe)Sb$  с включениями карбидов.

Рентгеноструктурным анализом в карбидной зоне обнаружены соединения  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  и  $(Fe, Cr)_7C_3$ , а в гетерофазной – интерметаллиды с различной концентрацией хрома и железа. Микротвердость карбидной и интерметаллидной зон  $H = 12000-18000$  и  $3700-6000$  соответственно.

Третья зона –  $\alpha$  твердый раствор  $Sb$  в железе – имеет толщину 50–140 мкм и микротвердость  $H = 3400-4000$ .

При изучении влияния соотношения сурьмы, железа и хромирующей добавки в составе насыщающей смеси на толщину диффузионного слоя и его структуру обнаружено (рис. 1), что обогащение смеси легкоплавкими добавками за счет хромирующей составляющей способствует росту интерметаллидного слоя и уменьшению карбидной зоны и, наоборот, уменьшение легкоплавких добавок увеличивает толщину карбидного слоя, хотя общая толщина диффузионного слоя уменьшается.

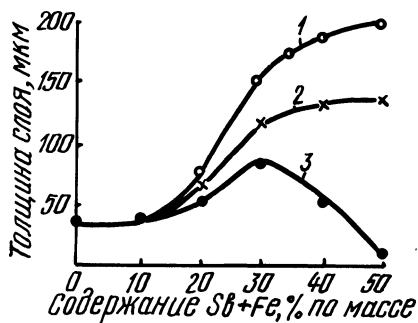


Рис. 1. Зависимость толщины структурных зон хромированного слоя от количества легкоплавких добавок: 1 – общая толщина; 2 – гетерофазная зона; 3 – карбидный слой (условия насыщения:  $T = 1343$  К, предварительный отжиг при 1123 К в течение 2 ч).

Эту закономерность можно объяснить интенсивной диффузией сурьмы из обогащенных ею сред и создание барьера проникновению хрома, без достаточной концентрации которого невозможно формирование карбидов. Установлено, что обработка в среде оптимального состава, обеспечивающей наилучшее строение структурных зон (максимальную толщину карбидного слоя), имеет соотношение  $(x Sb + y Fe) : Cr (30 Al) = 70 : 30$ . На-

сыщение из названной среды при 1343 К в течение 6 ч после предварительной выдержки при 1032 К в течение 2 ч способствует формированию хромированного слоя толщиной 150-170 мкм, из которого 100 мкм приходится на сплошную зону карбидов. Таким образом, проведенными исследованиями установлено, что введением в состав хромирующей среды добавок сурьмы и железа можно значительно увеличить толщину легированного слоя, что имеет решающее положительное значение при упрочнении изделий, подлежащих после ХТО механической доводке до заданных размеров и требуемой геометрии поверхности.

#### Литература

1. Панталеенко Ф.И., Ворошнин Л.Г. Диффузионное хромирование предварительно цинкованных углеродистых сталей. - Известия вузов. Черная металлургия, 1980, № 8, с. 62-68.

УДК 621.793.16

А.В.Никончик, инженер,  
Г.М.Левченко, канд. техн. наук,  
Т.С.Притыцкая, канд. хим. наук,  
Л.В.Гапоник, инженер,  
С.В.Свиридов, инженер (БПИ)

#### ОСАЖДЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ПИРОЛИЗОМ ПАРОВ ТРИИЗОБУТИЛАЛЮМИНИЯ ПРИ АТМОСФЕРНОМ ДАВЛЕНИИ

Осаждение покрытий пиролизом паров металлоорганических соединений (МОС) позволяет получать покрытия высокой чистоты различного состава на подложки из металлических и неметаллических материалов различной формы.

Наиболее важным вопросом при осаждении покрытий из паровой фазы МОС является удаление газообразных продуктов реакции, которые адсорбируются на поверхности покрытия, подавление вторичных реакций, в результате которых загрязняется и разъедается поверхность покрытия. Газообразные продукты пиролиза хорошо удаляются с поверхности покрытия при осаждении в вакууме. При атмосферном давлении возможны два направления - "сдувать" продукты потоком газа-носителя или добавлять вещества, адсорбирующиеся на поверхности покрытия и оттесняющие газообразные продукты.

Способ осаждения избирается в зависимости от природы МОС, подложки, побочных продуктов пиролиза и условий их удаления.

В данной работе исследовался процесс осаждения алюминиевых покрытий пиролизом паров триизобутилалюминия (ТИБА) при атмосферном давлении, влияние способов получения паров, температуры подложки и других факторов на качество покрытия.

Осаждение проводили в установке, состоявшей из реакционной камеры емкостью 0,5 л, внутри которой располагался нагревательный элемент. К нагревателю крепились образцы из меди, железа, титана, графита, ситалла. Из-за высокой реакционной способности ТИБА на воздухе реакционную камеру перед процессом вакуумировали и заполняли очищенным аргоном. Газообразные продукты пиролиза выводились через затворную склянку. Температуру осаждения регулировали терморегулятором ТРК. Образцы полировали, промывали в хромовой смеси, дистиллированной воде, сушили.

Пары ТИБА получали в реакционной камере, что обеспечивает максимальную концентрацию паров и, следовательно, скорость осаждения покрытия. ТИБА загружали на дно реакционной камеры в количестве от 1 до 15 мл. Дно реакционной камеры нагревали до температуры испарения  $120^{\circ}\text{C}$ . Однородные покрытия чистого алюминия толщиной до 20 мкм получали при загрузке ТИБА не менее 5 мл и температуре подложки  $180\text{--}190^{\circ}\text{C}$ . Скорость осаждения 1,2–1,3 мкм/мин. Отмечено, что наилучшее качество покрытия получали при отклонении плоскости подложки от направления восходящих потоков паров ТИБА на угол  $30^{\circ}$ . Перпендикулярное или параллельное расположение приводило к повышению температуры пиролиза, осаждались темные (загрязненные углеродом) рыхлые покрытия из-за осаждения продуктов вторичных реакций, что объясняется образованием вблизи подложки застойных зон атмосферы. Увеличение толщины покрытия свыше 20 мкм при температуре осаждения  $180\text{--}190^{\circ}\text{C}$  приводит к ухудшению качества поверхности: покрытие становится рыхлым, что объясняется ростом нитевидных кристаллов и ходом вторичных реакций.

Повышение температуры подложки до  $260\text{--}280^{\circ}\text{C}$  приводило к увеличению скорости осаждения, но при этом осаждалось серое рыхлое покрытие.

Введение потока газа-носителя (очищенный аргон) 0,6–1,0 л/мин, барботировавшего через ТИБА при температуре осаждения  $120^{\circ}\text{C}$ , заметного улучшения качества покрытия не даст.

Влияние добавок ферроцена на качество покрытий, полученных при атмосферном давлении, аналогично действию при осаждении в вакууме: ферроцен активно вытесняет адсорбировавшиеся на поверхности покрытия продукты пиролиза и предотвращает вторичные реакции. При этом осаждаются зеркальные, с хорошей адгезией покрытия.

Таким образом, в работе показано, что осаждение алюминиевого покрытия при атмосферном давлении пиролизом полученных непосредственно в реакционной камере паров ТИБА позволяет снизить температуру осаждения до 180–190°С, что ниже по сравнению с традиционными способами получения паров ТИБА в автономном испарителе на 50–100°С.

УДК 536.1 + 669:539.219.3

Л.Г.Ворошнин, докт. техн. наук, профессор,  
Б.М.Хусид, канд. физ-мат. наук,  
Н.Ю.Борд, инженер (БПИ)

### ДИФфуЗИОННЫЙ МАССОПЕРЕНОС В ДВУХФАЗНЫХ СИСТЕМАХ

Разработка математической модели процесса диффузионного насыщения сталей в области температур двухфазного состояния представляет большой практический интерес.

Целью настоящего исследования явилось изучение закономерностей роста частиц новой фазы в трехкомпонентных системах типа железо–металл–углерод с учетом концентрационной зависимости коэффициента диффузии углерода.

Для двухфазной трехкомпонентной системы уравнения диффузии элементов в твердом растворе имеют вид:

$$\frac{\partial c_1}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_{1j} \frac{\partial c_j}{\partial x} \right) - Q_1; \quad (1)$$

$$\frac{\partial c_2}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_{2j} \frac{\partial c_j}{\partial x} \right) - Q_2, \quad (2)$$

где  $Q_i$  ( $i = 1, 2$ ) – сток  $i$ -го элемента, вызванный наличием растущих частиц новой фазы;  $c_1$  и  $c_2$  – средние концентрации элементов в сечении, параллельном насыщаемой поверхности.

Выражения (1) и (2) справедливы для двухфазных систем, содержащих изолированные включения новой фазы. При расчете

$Q_i$  использовалась ячеечная модель двухфазной системы. При этом рассматривалось поведение частицы радиуса  $R$  в сферической ячейке радиуса  $R_*$ , которая учитывает взаимное влияние частиц. Предполагалось, что число частиц  $N$  остается постоянным, т. е. все дефектные места заняты.

Радиус элементарной ячейки  $R_*$  определяется из выражения

$$R_* = \left( \frac{3}{4\pi N} \right)^{1/3}. \quad (3)$$

Рост частиц новой фазы вызывает поток вещества, равный

$$j_{i\Gamma} = (c_i^I - c_i^\Gamma) \frac{dR}{dt} 4\pi R^2, \quad (4)$$

где  $c_i^I$  - концентрация  $i$ -го элемента в новой фазе;  $c_i^\Gamma$  - концентрация  $i$ -го элемента в твердом растворе на границе с частицей.

Поток вещества из твердого раствора к частице определяется выражениями:

$$j_1^\Gamma = \left( D_{11} \frac{\partial c_1}{\partial r} + D_{12} \frac{\partial c_2}{\partial r} \right) \Big|_{r=R} 4\pi R^2; \quad (5)$$

$$j_2^\Gamma = \left( D_{21} \frac{\partial c_1}{\partial r} + D_{22} \frac{\partial c_2}{\partial r} \right) \Big|_{r=R} 4\pi R^2. \quad (6)$$

В квазистационарном приближении для диффузии в ячейке поток через сферическую поверхность постоянен:

$$4\pi r^2 \left( D_{11} \frac{\partial c_1}{\partial r} + D_{12} \frac{\partial c_2}{\partial r} \right) = j_1^\Gamma = \text{const}_1; \quad (7)$$

$$4\pi r^2 \left( D_{21} \frac{\partial c_1}{\partial r} + D_{22} \frac{\partial c_2}{\partial r} \right) = j_2^\Gamma = \text{const}_2. \quad (8)$$

Из уравнений (7) и (8) следует, что

$$\frac{\partial c_1}{\partial r} = - \frac{A_1}{4\pi r^2}; \quad \frac{\partial c_2}{\partial r} = - \frac{A_2}{4\pi r^2}, \quad (9)$$

где коэффициенты  $A_1$  и  $A_2$  удовлетворяют следующим соотношениям:

$$j_1^\Gamma = - (D_{11} A_1 + D_{12} A_2); \quad (10)$$

$$j_2^\Gamma = - (D_{21} A_1 + D_{22} A_2). \quad (11)$$

Решение системы уравнений (7)-(8) имеет вид

$$c_i = \frac{A_i}{4\pi r} + B_i. \quad (12)$$

Исходя из того, что  $c_i \Big|_{r=R_*} = c_i^*$ ;  $c_i \Big|_{r=R} = c_i^\Gamma$ , определим выражения для  $A_i$  и  $B_i$ :

$$A_i = \frac{4\pi (c_i^\Gamma - c_i^*)}{\frac{1}{R} - \frac{1}{R_*}}; \quad B_i = \frac{c_i^* R_* - c_i^\Gamma R}{R_* - R}. \quad (13)$$

В условиях равновесия:

$$(c_1^I - c_1^\Gamma) \frac{dR}{dt} 4\pi R^2 = -(D_{11} A_1 + D_{12} A_2); \quad (14)$$

$$(c_2^I - c_2^\Gamma) \frac{dR}{dt} 4\pi R^2 = -(D_{21} A_1 + D_{22} A_2). \quad (15)$$

С учетом (13) получим:

$$(c_1^I - c_1^\Gamma) \frac{dR}{dt} 4\pi R^2 = \left[ D_{11} (c_1^* - c_1^\Gamma) + D_{12} (c_2^* - c_2^\Gamma) \right] \frac{4\pi R}{1 - \frac{R}{R_*}}; \quad (16)$$

$$(c_2^I - c_2^\Gamma) \frac{dR}{dt} 4\pi R^2 = \left[ D_{21} (c_1^* - c_1^\Gamma) + D_{22} (c_2^* - c_2^\Gamma) \right] \frac{4\pi R}{1 - \frac{R}{R_*}}. \quad (17)$$

В рассматриваемой двухфазной системе условия равновесия на границе сосуществующих фаз определяются равенством химических потенциалов элементов в этих фазах. Однако для большинства сложных систем до настоящего времени такие данные в литературе отсутствуют.

При решении диффузионной задачи удобнее использовать имеющиеся данные из реальных диаграмм состояния.

Рассмотрим следующую систему уравнений:

$$-\frac{1}{2} \frac{dR^2}{dt} (c_1^I - c_1^\Gamma) = D_{11} (c_1^\Gamma - c_1^*) + D_{12} (c_2^\Gamma - c_2^*); \quad (18)$$

$$-\frac{1}{2} \frac{dR^2}{dt} (c_2^I - c_2^\Gamma) = D_{21} (c_1^\Gamma - c_1^*) + D_{22} (c_2^\Gamma - c_2^*); \quad (19)$$

$$f_1(c_1^\Gamma, c_2^\Gamma) = 1; \quad (20)$$

$$f_2(c_1^I, c_2^I) = 1; \quad (21)$$



$$(c_1^I - c_1^{\Gamma}) = \gamma (c_2^I - c_2^{\Gamma}). \quad (22)$$

Здесь уравнения (20) и (21) описывают границы двухфазной области "аустенит - карбид";  $\gamma$  - тангенс угла наклона коноды.

При разработке математической модели кривые растворимости на диаграмме состояния системы железо-хром-углерод заменялись прямыми линиями. При этом уравнения (20) и (21) принимают вид:

$$\alpha_1 c_1^{\Gamma} + \alpha_2 c_2^{\Gamma} = 1; \quad (23)$$

$$\beta_1 c_1^I + \beta_2 c_2^I = 1. \quad (24)$$

Считаем, что

$$\gamma = \frac{\gamma_*}{c_2^*} c_2^{\Gamma}, \quad (25)$$

где  $c_2^{\Gamma}$  - текущая концентрация элемента  $c_2$  в твердом растворе;  $c_2^*$  - предельно допустимая концентрация этого элемента;  $\gamma_*$  - тангенс максимального угла наклона коноды (величины  $c_2^*$  и  $\gamma_*$  определяются из диаграммы состояния).

Для связи между характеристиками сферических ячеек и величинами, входящими в (1), мы предполагаем, что среднее содержание элементов в ячейке соответствует среднему содержанию элементов в системе. В этом случае можно записать:

$$c_{i \text{ ср}} = \frac{\int_0^{R_*} c_i 4\pi r^2 dr}{\frac{4}{3} \pi (R_*^3 - R^3)} = \frac{\int_0^{R_*} A_i r dr + B \int_0^{R_*} 4\pi r^2 dr}{\frac{4}{3} \pi (R_*^3 - R^3)}. \quad (26)$$

С учетом (13) получим

$$c_{i \text{ ср}} = c_i^* \left[ \frac{1}{1 - \frac{R}{R_*}} - \frac{\frac{3}{2} \left(1 + \frac{R}{R_*}\right) \frac{R}{R_*}}{1 - \left(\frac{R}{R_*}\right)^3} \right] + c_i^{\Gamma} \left[ \frac{\frac{3}{2} \left(1 + \frac{R}{R_*}\right) \frac{R}{R_*}}{1 - \left(\frac{R}{R_*}\right)^3} - \frac{\frac{R}{R_*}}{1 - \frac{R}{R_*}} \right]. \quad (27)$$

Эта величина отождествляется с величиной  $c_i$  в уравнениях (1) и (2).

Если в выражениях (18) и (19) вместо концентрации  $c_i^*$  ввести средние по  $\gamma$ -области сферической ячейки концентрации элементов  $c_i(x, t)$ , то значения радиуса зародыша второй фазы можно рассчитать следующим образом:

$$\frac{dR^2}{dt} = \frac{2[D_{11}(c_1 - c_1^r) + D_{12}(c_2 - c_2^r)]}{a[c_1^I - c_1^r]}; \quad (28)$$

$$\frac{dR^2}{dt} = \frac{2[D_{21}(c_1 - c_1^r) + D_{22}(c_2 - c_2^r)]}{a[c_2^I - c_2^r]}; \quad (29)$$

где  $a = \left[ 1 - \frac{\frac{3}{2}(1 + \frac{R}{R_*}) \frac{R}{R_*}}{1 + \frac{R}{R_*} + (\frac{R}{R_*})^2} \right]$ .

Если число частиц второй фазы равно  $N$ , то, зная величину  $R$ , можно определить стоки элементов  $Q_1$  и  $Q_2$ :

$$Q_1 = 4\pi R [D_{11}(c_1 - c_1^r) + D_{12}(c_2 - c_2^r)] N; \quad (30)$$

$$Q_2 = 4\pi R [D_{21}(c_1 - c_1^r) + D_{22}(c_2 - c_2^r)] N. \quad (31)$$

На основании вышеизложенного была разработана и реализована программа для ЭВМ ЕС-1022. Решение системы уравнений (1)-(2) осуществлялось с помощью конечно-разностной неявной схемы итерационным методом.

Полученные расчетные данные удовлетворительно коррелируют с результатами экспериментов.

УДК 621.785.539:661.65:621.365.5

Г.Г.Панич, канд. техн. наук,  
Л.Г.Ворошнин, докт. техн. наук, профессор,  
А.Шариф, Ю.Н.Громов, канд. техн. наук (БПИ)

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОГО АНИЗОМОРФИЗМА БОРИДОВ

Вопрос о кристаллохимическом изоморфизме соединений, т.е. их способности образовывать сложные взаимные твердые растворы, исследуется достаточно давно. Общие условия их неогра-

ниченной взаимной растворимости (совершенного изоморфизма) сформулированы, например, в известной монографии И.И.Корнилова с сотр. [1]. Многочисленные и важные результаты в этом направлении получены А.Л.Борисовой [2]: показано, что при достаточно высоких температурах взаимная растворимость соединений "металл-неметалл" (прежде всего - "одноименных", т. е. образованных разными металлами и одним ковалентным неметаллом - бором, углеродом, кремнием) является скорее правилом, чем исключением.

Однако применительно к процессам образования диффузионных слоев соединений рассматриваемый вопрос ранее почти не изучался. По-видимому, считалось само собой разумеющимся, что диффузионные процессы при химико-термической обработке весьма активны, и если термодинамическая возможность образования изоморфной смеси существует, - она должна быть реализована. При этом упускалось из виду, что система "активная среда - диффузионный слой - основа" весьма неравновесна, а это делает для нее реальным "обходный путь" - превалирование граничной диффузии над объемной и, следовательно, возникновение не раствора, а смеси фаз даже в случае, если они взаимно растворимы. Иначе говоря, соединения могут быть совершенно изоморфны химически, но анизоморфны диффузионно.

До выполнения настоящей работы нами были получены следующие результаты в этом направлении:

1) установлен факт диффузионного анизоморфизма фаз  $TiN$  и  $TiC$  при карбонитровании титана при  $950^{\circ}C$ ;

2) установлен факт диффузионного анизоморфизма фаз  $TiC$  и  $NbC$  при алюминотермическом титанониобировании твердых сплавов ВК8, Т15К6 при  $1100^{\circ}C$ ;

3) установлено, что борирование сталей, содержащих от 1 до 5% никеля (электролиз буры,  $930^{\circ}C$ ), приводит к плавному изменению параметра ячейки фазы  $Fe_2B$  в слое, т. е. возникновению твердого раствора  $(Fe, Ni)_2B$ . По толщине слоя объем ячеек соединений при этом не изменяется.

Факт совершенного кристаллохимического изоморфизма фаз  $Fe_2B$  и  $Ni_2B$  известен [3]. Поэтому интересно было бы выяснить возможность раздельного их образования при борировании сталей. Здесь необходимо отметить практическую важность вопроса: на примере титанониобирования было установлено [4], что слои, образованные смесями фаз, отличаются существенно повышенными эксплуатационными свойствами, прежде всего - высоким сопротивлением изнашиванию.

Из сказанного следует, что поиск диффузионного анизоморфизма в сложной системе "металл I – металл II – бор" должен быть связан с выполнением следующих условий:

- 1) температура борирования должна быть не выше  $900^{\circ}\text{C}$ ;
- 2) борированию должны подвергаться слои стали, содержащие (в возрастающем количестве) элемент, который образует борид, кристаллохимически аналогичный фазе  $\text{Fe}_2\text{B}$ ;
- 3) борирование, по возможности, должно быть однофазным.

Диффузионное насыщение сталей 40, 40Н, 40Н2 и 40Н5 производили в расплаве буры при  $800$ ,  $850$  и  $900^{\circ}\text{C}$ , используя в качестве восстановителя силикомарганец СМ17 (состав % по массе: 17 Mn, 65 Si, остальное Fe). Толщина слоев изменялась в пределах от 50 до 120 мкм, что позволило произвести с помощью лазерного микроанализатора усредненный спектральный анализ поверхности слоя и установить факт наличия в слоях как никеля (из основы), так и марганца (из восстановителя). Количество обеих примесей в слое изменялось несколько различно: содержание марганца при  $800$  и  $850^{\circ}\text{C}$  составляло в среднем около 3% по массе, а при  $900^{\circ}\text{C}$  возрастало соответственно увеличению содержания никеля в основе (от 3% в стали 40Н до 5,5% в 40Н5). В случае никеля корреляция между его содержанием в основе и слоях, естественно, была вполне отчетливой во всех случаях (при  $800$  и  $850^{\circ}\text{C}$  концентрация никеля в слоях была ниже, а при  $900^{\circ}\text{C}$  выше, чем в основе, на 0,5–1%).

Полнота данных спектрального анализа недостаточна, так как он оставляет неясным фазовый состав слоев. Поэтому был проведен их рентгеноструктурный анализ на установке УРС-50ИМ со стойкой ССС в хромовом излучении. Производился фазовый и текстурный анализ, а также измерение параметров ячеек фаз на 45 образцах сталей 5 марок. Полученные результаты могут быть суммированы в виде следующих выводов:

1) все диффузионные слои "однофазны", т. е. не содержат фазы  $\text{MeB}$ ;

2) параметр  $C$  ячейки  $\text{Fe}_2\text{B}$  при повышении содержания никеля в насыщаемой стали плавно уменьшается вследствие его растворения в гемибориде железа;

3) все диффузионные слои, полученные при  $800$  и  $850^{\circ}\text{C}$ , содержат значительные (легко обнаруживаемые фазовым анализом) количества фазы  $\text{Ni}_2\text{B}$ ; эта фаза весьма отчетливо текстурирована, совершенно аналогично фазе  $\text{Fe}_2\text{B}$  (ось текстуры  $[001]$ ), что указывает на аналогичность механизма образования и

роста. "Сдвигание линий" (рис. 1) прослеживается на снимках тем более отчетливо, чем выше концентрация никеля в стали;

4) содержание никеля в слое при насыщении при 800 и 850°C ниже, чем в основе (это различие может достигать 1,5–2,0% по массе); а при 900°C – равно или выше; иначе говоря, при пониженной температуре вследствие торможения объемной диффузии никель образует собственный борид, а при повышенной (начиная с 900°C) – растворяется в бориде железа. Марганец, концентрация которого в слоях имеет тот же порядок величины, что и никеля, значительных количеств собственных боридов не образует.

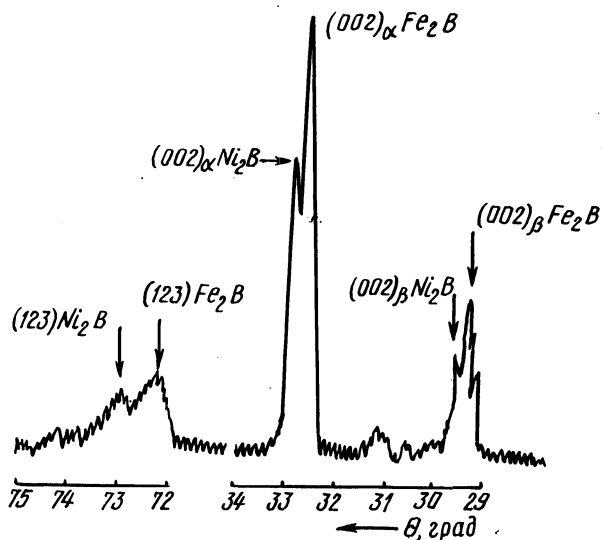


Рис. 1. Пример дублетов  $Ni_2B-Fe_2B$  на снимке боридного слоя стали 40Н5. Насыщение при 800°C, 4 ч.

Таким образом, при достаточно низкой температуре насыщения, когда превалирование граничной диффузии становится явным, в боридных слоях может быть выявлен диффузионный анисоморфизм соединений, которые в равновесных условиях кристаллохимически совершенно изоморфны. В настоящее время исследования описанных покрытий продолжаются.

#### Литература

1. Корнилов Н.Н. Металлохимические свойства элементов периодической системы. – М.: Наука, 1966. 2. Борисова А.И. Взаимодействие тугоплавких соединений с переходными метал-

лами IV-VI групп и графитом: Автореф. дис. докт. техн. наук. - Киев, 1975. - с. 3. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. - М.: Атомиздат, 1975. 4. Борисенок Г.В., Иваницкий Н.И., Громов Ю.Н. Износостойкость твердосплавного режущего инструмента с карбидным покрытием. - В сб.: Металлургия. Минск: Вышэйшая школа, 1979, вып. 13, с. 160-162.

УДК 621.785

Е.Ф.Сильникова, ст. науч. сотр.  
(ЛПИ им. М.И.Калинина)

### ПОСТРОЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ-МОДЕЛИ ФЕСТОНИСТОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИСТОВ

В последние годы большое применение при штамповке получил листовой прокат из алюминия технической чистоты. Однако при этом, как правило, наблюдаются фестоны в отштампованных изделиях. В отожженных алюминиевых листах расположение фестонов может быть различным. В зависимости от параметров технологического процесса производства листа и режима отжига они могут при испытании образоваться под углом  $45^{\circ}$  или под углами  $0$  и  $90^{\circ}$  к направлению прокатки в листе. Минимальный абсолютный размер фестонов соответствует случаю, когда при испытании наблюдается восемь фестонов под углами  $0$ ,  $45^{\circ}$  и  $90^{\circ}$ .

Исследования, выполненные в работах [1-3], имеют чисто качественный характер, сведения различных авторов основаны на отдельных экспериментах, проведенных в трудносоставимых условиях, и частично противоречивы. Поэтому построение математических моделей фестонистости алюминиевых листов в зависимости от технологии их производства невозможно без проведения специального исследования.

Исходным материалом для исследования служил алюминий марки А5. Отношение железа к кремнию было принято постоянным и соответствовало двум. Технологические параметры отливки опытных слитков полунепрерывным способом в кристаллизатор скольжения не варьировались. Процесс гомогенизации ( $480$  или  $520^{\circ}\text{C}$ ) совмещен с нагревом слитков под прокатку.

Холодная прокатка с толщины  $7$  мм проводилась за два передела с суммарным обжатием  $96\%$  на толщину  $0,3$  мм с раз-

личным сочетанием обжатий при первой и второй холодных прокатках. Температуры промежуточного и окончательного отжига приняты аналогичными типичным условиям производства алюминиевого листового проката и соответствовали 360 и 500°C.

Уравнение регрессии отыскивали в виде полинома первой степени относительно всех параметров, за исключением степени деформации, которая принималась как квадратичный эффект.

Для изучения фестонистости глубокой вытяжкой изготавливали стаканы диаметром 30 мм из заготовок диаметром 52 мм.

Построение математических моделей фестонистости холоднокатаного алюминиевого листа толщиной 0,3 мм, не подвергнутого после второй холодной прокатки отжигу, позволило выбрать зависимости для случаев промежуточного отжига при 360 и 500°C, представленные уравнениями (1) и (2) соответственно:

$$E = -122,14 - 0,4368\epsilon + 0,2688t + 7,7055\tau + 0,0015\epsilon^2 - 0,0152t\tau + 0,0040\epsilon t; \quad (1)$$

$$E = -102,704 - 0,3217\epsilon + 0,2248t + 6,6833 + 0,0014\epsilon^2 - 0,0132t\tau + 0,0033\epsilon t, \quad (2)$$

где  $\epsilon$  - степень деформации при первой холодной прокатке;  $t$  - температура нагрева слитков под прокатку, °C;  $\tau$  - время нагрева слитков, ч.

Адекватность полученных зависимостей достаточно высокая. Коэффициент множественной корреляции уравнений составляет 82 и 81% соответственно.

Из анализа уравнений (1) и (2) видно, что в то время как увеличение температуры и длительности нагрева приводит к росту фестонистости, их совместное действие имеет обратный эффект. Степень деформации более сложно воздействует на фестонистость (E). Линейный эффект обжатия приводит к снижению фестонистости, квадратичный и значимое взаимодействие с фактором времени выдержки при нагреве под прокатку приводят к увеличению E.

Для удобства использования полиномы (1) и (2) были построены номограммы, по которым можно, зная параметры прокатки, предсказать, какую фестонистость будет иметь лист толщиной 0,3 мм при двух холодных прокатках, если после второй холодной прокатки его не подвергать окончательному отжигу. Полученные номограммы позволяют решать также обратную задачу, то есть по известной фестонистости, заданной потребителем, подбирать режимы холодной прокатки и нагрева под горячую прокатку.

Перед построением математической модели, позволяющей учесть наибольшее число факторов, выполнена реплика общего плана, аналогичная применяемому для построения формул (1) и (2). Поиск уравнения регрессии проводили для случая промежуточного и окончательного отжига при температурах 360°C. После математической обработки получен полином

$$E = -13,4211 + 0,9727\epsilon - 1,8274\tau + 0,0009\epsilon^2 - 0,0020\epsilon\tau + 0,0040t\tau - 0,0071\epsilon\tau. \quad (3)$$

Зависимость отвечает доле объясненной вариации 76,7%.

Построение математической модели с учетом всех исследованных факторов проводилось после обработки опытных данных, полученных в ходе проведения описываемого эксперимента. После многофакторного регрессионного анализа получен полином, представленный ниже:

$$E = 21,66 - 3,82\tau + 0,1\theta + 0,0005\epsilon^2 - 0,005\epsilon t - 0,0003\epsilon\theta + 0,0002\epsilon\alpha + 0,008t\tau - 0,0002t\theta - 0,00002t\alpha - 0,0024\epsilon\tau, \quad (4)$$

где  $\theta$ ,  $\alpha$  – температура промежуточного и окончательного отжига соответственно, °C.

Зависимость отвечает доле объясненной вариации 68%.

Все коэффициенты уравнения регрессии существенно значимы.

Анализ уравнения (4) показывает, насколько сложно параметр фестонистости зависит от технологических режимов. Например, увеличение времени гомогенизации приводит как к снижению фестонистости (отрицательные знаки при  $\tau$  и  $\epsilon\tau$ ), так и к увеличению (положительный знак при  $t\tau$ ). Аналогичные сложные связи имеются и у других факторов. Величина обжатия не входит в линейной форме в уравнение регрессии, однако квадратичный эффект и четыре взаимодействия с высокой значимостью говорят о большом влиянии этого параметра на фестонистость.

Значимость взаимодействия связана с особенностями физического механизма формирования анизотропии свойств, обуславливающей фестонистость, и объясняется тем, что в реальном процессе каждый из варьируемых параметров изменяет свое воздействие на фестонистость под влиянием других факторов. Таким образом, диапазон варьирования выбран правильно и исследование не включило лишних этапов.

### Литература

1. Засыпкин В.А., Ручьева К.В., Грушко О.Е. Свойства некоторых алюминиевых деформируемых сплавов в зависимости от метода плавки. Конструкционные и жаропрочные матери-



алы для новой техники. - М., 1978, с. 266-270. 2. Буданова Л.В., Колпашникова А.И. Об оценке способности к равномерной деформируемости. - Технология легких сплавов, № 9, 1975, с. 19-21. 3. S.Owies, M.Kobayashi, K.Sai-ki, W.Kawai. Memories of facultu of E.H.U., 1974, 25, N 2, 209.

## II. ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.744.079

А.В.Нечаев, инженер, А.М.Милов, ст. науч. сотр.,  
Ю.К.Калинин, канд. техн. наук (БПИ)

### ШУНГИТЫ КАРЕЛИИ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В СОСТАВЕ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ

На кафедре "Материаловедение и литейное производство" Белорусского политехнического института на протяжении последних лет совместно с Институтом геологии КФ АН СССР проводятся исследовательские работы с целью разработки противопригарных покрытий для чугунного литья на основе шунгитовых пород.

Шунгиты представляют собой самые древние осадочные породы, встречающиеся только на территории Советской Карелии, и содержат от десятых долей до 99% шунгитового углерода. Соответственно изменяется и содержание в породах минерального субстрата. Практический интерес среди них представляют породы с силикатной минеральной основой, преобладающие по объему. Составляющими этих пород являются четыре основные компонента: шунгитовый углерод, кварц, алюмосиликаты (слюды и плагиоклазы) и хлориты, которые могут иметь различный гранулометрический состав.

По содержанию углерода породы подразделяются на высоко- (содержание углерода более 20%), средне- (С от 20 до 5%) и малоуглеродистые (С менее 5%).

Из числа высокоуглеродистых пород наиболее перспективными для промышленного использования являются породы группы Ш-Х-К, слагающие крупные месторождения, находящиеся в благоприятных горноэксплуатационных условиях. Разведанные запасы этих пород составляют около 80 млн. т, а прогнозные - около 120.

Ввиду наибольшей перспективности исследования проводились на породах марки Ш-Х-К Максово-Зажогинского месторождения. Средний химический состав пород этого месторождения в районе опытного карьера, заложенного Институтом геологии, следующий:

SiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO + + Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	п. п. п.	С
57,9	0,25	4,31	2,07	0,10	0,72	0,11	1,40	32,00	30,68

Минеральный состав силикатной части этих пород на 65–75% состоит из кварца, мелкочешуйчатого серицита (15–20%), криптопластического хлорита (10–15%). Наиболее вероятный размер частиц силикатных минералов 1–10 мкм.

Шунгитовые породы Максого-Забогинского месторождения имеют плотность 2,35–2,40 г/см<sup>3</sup>, предел прочности на сжатие – 80,0–100,0 МПа, твердость по Моосу – 4,0–4,5.

Возможности высокоэффективного использования шунгитовых пород в составах противопожарных покрытий обусловлены рядом их структурных и физических признаков, по которым они выделяются в ряду углеродистых пород. Факторами, придающими шунгитовым породам эту специфичность, являются структура и свойства шунгитового углерода, высокая дисперсность силикатных частиц, особенности их взаимного расположения в объеме породы, высокая прочность контакта силикатных частиц и углерода.

В ходе исследовательских работ были разработаны два состава покрытий на основе шунгита (табл. 1).

Партия приведенных покрытий была изготовлена централизованно в виде паст в условиях Миллеровского карьероуправления ВПО "Союзформоматериалы".

Свойства покрытий были испытаны в лаборатории Цеха специальных формовочных материалов карьероуправления и представлены в табл. 2.

Изготовленные пасты ШБ-1 и ШБ-2 были распределены по трем заводам (Минский завод автоматических линий, Минское

Таблица 1

Составляющие	Количество компонентов, %	
	ШБ-1	ШБ-2
Шунгит марки III-X-K	80,5–92,5	75–84
Сланец-кукерсит	-	4–13
Бентонит	3,5–4,5	3–6
Сульфитно-дрожжевая бражка	6–8	6–8
Вода	Остальное, сверх 100%	

Таблица 2

Свойство	Количество	
	ШБ-1	ШБ-2
Внешний вид	Пастообразная масса черного цвета	
Содержание влаги, %	27	27
Вязкость краски при плотности $\gamma = 1,35 \text{ г/см}^3$ , с	13	15
Седиментационная устойчивость, %	98-99	99-100
Стойкость красочного слоя к истиранию, МПа	Более 0,2	Более 0,2
Внешний вид нанесенного, высушенного и охлажденного слоя	Ровный слой без трещин и включений	

станкостроительное производственное объединение и Каунасский завод "Центролит"), где были проведены их промышленные испытания при изготовлении чугунного станочного литья развесом от 30 до 13000 кг с толщиной стенок от 20 до 200 мм.

Все отливки, произведенные с применением разработанных покрытий по чистоте поверхности, соответствовали техническим условиям и по качеству практически не отличались от отливок, изготовленных с применением краски на основе графита (ГП-1). После механической обработки не было обнаружено поверхностных и внутренних дефектов, связанных с качеством противопригарных покрытий.

В ходе испытаний была отмечена высокая седиментационная устойчивость покрытий, их хорошая кроющая способность при различных способах нанесения на поверхность форм и стержней.

Кроме того, в условиях Каунасского завода "Центролит" приготавливались самовысыхающие покрытия, включающие в своем составе, кроме шунгита, нитроэмаль и ацетон. С применением данной краски было изготовлено 55 т станочного литья, а за весь период испытаний - около 1700 т годного литья.

Проведенные исследования показали, что шунгит марки Ш-Х-К является достойным заменителем графита в составах противопригарных покрытий для чугунного литья.

П.П.Ковалев, мл. науч. сотр.,  
А.М.Дмитрович, канд. техн. наук,  
А.Е.Иодо, студент (БПИ)

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ С ГИДРОФОБНОЙ ПРОТИВОПРИГАРНОЙ ДОБАВКОЙ

В формовочных смесях с углеродсодержащими добавками при нагреве происходят физико-химические процессы, оказывающие значительное влияние на прочностные свойства смеси и на формирование качественной поверхности отливки.

В данной работе в качестве углеродсодержащей противопригарной добавки исследуется гидрофобизатор ГФК-1, выпускаемый (ТУ 38101229-72) Новополоцким нефтеперерабатывающим заводом. Эта добавка эффективно зарекомендовала себя на ряде заводов страны и принята Минстанкопромом к широкому внедрению в литейных цехах. При этом важные для практики прочностные характеристики смесей еще недостаточно изучены. Поэтому смесь следующего состава (мас. %): оборотная смесь - 89; кварцевый песок - 5; бентонитовая суспензия - 5,4; гидрофобизатор ГФК-1 - 0,6 была исследована в диапазоне температур 20-1200°C на приставке для высокотемпературных испытаний мод. РНТ фирмы "GF" на образцах  $\varnothing 11 \times 20$  с твердостью набивки 75-80 ед. В результате испытаний установлено, что в диапазоне температур от 20 до 760°C происходит упрочнение смеси, а при более высоких температурах - ее размягчение и падение прочности.

На практике различные участки формы и ее слои нагреваются в различной степени, поэтому значительный интерес представляет исследование прочностных характеристик смеси в зависимости от времени прогрева (рис. 1). Как показывают кривые 1-3, увеличение содержания гидрофобизатора приводит к более длительному периоду, при котором смесь сохраняет свои свойства и не переходит в пластичное состояние. Это явление обусловлено, на наш взгляд, замедлением процесса нагрева песчано-бентонитовой смеси в результате выделения на ее поверхности пироуглерода. В этих экспериментах пироуглерод для состава 2 присутствовал на поверхности в течение 60 с, а для состава 3 - в течение 20 с. Следует отметить, что в условиях опыта выгорание пироуглерода связано со значительным доступом воздуха в зону нагрева печи.

Однако при заливке металла в форму наряду со слоем, упрочняющимся при нагреве по приведенным выше зависимостям, образуется слой формовочной смеси, в котором происходит конденсация влаги, испаряющейся из нагреваемой поверхности. Одним из условий получения качественной поверхности от отливки является достаточная прочность связи поверхностного слоя формы с остальной массой. Поэтому были проведены соответствующие испытания на приборе мод. PNF фирмы "GF" для определения прочности на растяжение в зоне конденсации влаги.

Исследованию подвергалась единая формовочная смесь с различным содержанием ГФК-1 (рис. 2) при  $T = 320^{\circ}\text{C}$  и  $w = 3,6\%$ . Как видно из графика, прочность песчано-бентонитовой

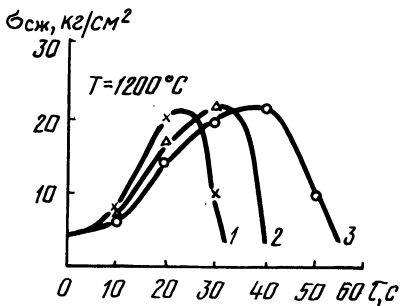


Рис. 1. Изменение прочности формовочной смеси с гидрофобизатором в зависимости от времени нагрева.

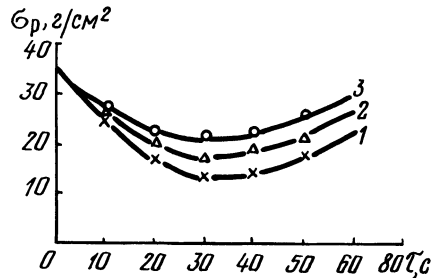


Рис. 2. Прочность смеси на разрыв в зоне конденсации влаги при различном содержании гидрофобизатора.

смеси (кривая 1) на 35–70% ниже, чем прочность песчано-бентонитовой смеси, содержащей соответственно 0,35% ГФК-1 (кривая 2) и 0,65% ГФК-1 (кривая 3). Полученные значения сопротивления влагонасыщенного слоя в единых формовочных смесях с гидрофобизатором показывают, что тенденция их к образованию ужимин значительно уменьшается.

Такое благоприятное действие гидрофобной добавки в зоне конденсации влаги связано с тем, что на пленках глинистой пасты, связывающей зерна кварца в формовочной смеси, рассредоточено гидрофобное вещество, которое служит препятствием для адсорбирования на ней влаги, поступающей с наружной части формы.

#### Литература

1. Приготовление единых формовочных смесей с жидкими противопригарными добавками / Д.М.Кукуй, В.Н.Анисифоров, А.М.Дмитрович, П.П.Ковалев. — Л.: ВПТИЛитпром, 1980.—8с.

А.М.Дмитрович, канд. техн. наук,  
Д.М.Кукуй, канд. техн. наук,  
В.А.Есепкин, канд. хим. наук,  
А.М.Милов, инженер,  
И.Н.Ушакова, инженер (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ТВЕРДЕНИЯ СМЕСЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНОГО СВЯЗУЮЩЕГО

Недостатком жидкостекольных смесей, широко используемых для изготовления форм и стержней, является затрудненная выбиваемость из отливок. Для ликвидации этого недостатка в последние годы проведен ряд исследований, связанных с разработкой новых силикатных связующих материалов. Большое распространение нашли такие связующие, как силикопек, гидросил и другие, получаемые путем механического перемешивания жидкого стекла с различными модификаторами в основном органического происхождения. Однако основная проблема – затрудненная выбиваемость смесей из отливок с применением указанных связующих материалов – остается еще нерешенной. Это связано с тем, что вводимые в жидкое стекло модификаторы, являясь механическими примесями, не входят в структуру связующего материала и вследствие этого не могут оказывать существенного влияния на разупрочнение пленки жидкого стекла, подвергнутой термическому воздействию заливаемого в форму металла.

Для комплексного решения вопроса улучшения свойств жидкостекольных смесей разработаны принципиально новые органоминеральные связующие материалы (ОМС), получаемые путем введения некоторых органических соединений в процессе автоклавного растворения силикат-глыбы в воде.

Органоминеральный связующий материал оптимального состава получили путем автоклавного растворения измельченной силикат-глыбы (49,9%) в воде (50%) с добавкой полиакриламида (0,1%).

Полученный таким образом ОМС использовали для приготовления стержневых смесей, отверждаемых  $\text{CO}_2$ , и облицовочных формовочных смесей, отверждаемых ФХШ (пластичные смеси).

Испытания показали, что применение ОМС способствует не только значительному улучшению выбиваемости, но и увеличению скорости твердения смесей, которая в основном определя-

ется свойствами и структурой связующего материала и характером отвердителя.

Исследован механизм твердения пластичных смесей с применением ОМС. С этой целью изучена кинетика твердения вяжущих систем "ЖС-ФХШ", "ОМС-ФХШ" (рис. 1). Соотношение связующих и ФХШ в системах принимали равным 1:1. Для изготовления вяжущих систем использовались связующие с модулем 2,7 и плотностью 1,40 г/см<sup>3</sup>. Как видно из графических зависимостей, продолжительность схватывания вяжущих систем ОМС, модифицированных ПАА (кривая 1), на 20-35% меньше, чем с жидким стеклом (кривая 2). Уменьшение срока схватывания вяжущих систем ведет к возрастанию скорости твердения смесей.

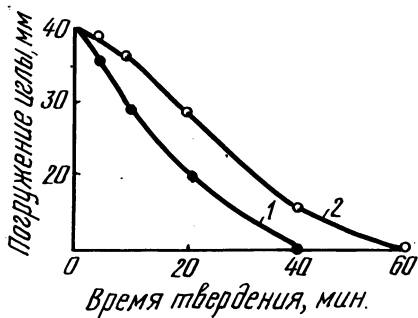


Рис. 1. Кинетика твердения вяжущих систем: 1 — ОМС-ФХШ; 2 — ЖСС-ФХШ.

Установлено, что связующие материалы, содержащие ПАА,

включают сложные эфиры  $\left[ \begin{array}{c} - \text{CH}_2 - \text{CH} - \\ | \\ \text{CO} \\ | \\ \text{OSiO}_2\text{Na} \end{array} \right]$  и полимерные

силикаты натрия, имеющие активные функциональные группы  $\left[ \begin{array}{c} - \text{CH}_2 - \text{CH} - \\ | \\ \text{COO} - \end{array} \right]$ , которые могут вступать во взаимодействие с ФХШ с большой скоростью и образовывать химические соединения.

При этом можно предположить, что скорость твердения увеличивается вследствие возрастания скорости кристаллизации образующихся химических соединений (новообразований).

Для подтверждения данных предположений были проведены дифференциально-термические, рентгеновские и спектрографические исследования систем ОМС-ФХШ.

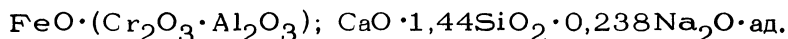
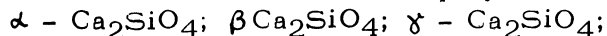
На термограммах систем ЖС-ФХШ и ОМС-ФХШ имеется экзотермический эффект при 740<sup>0</sup>С, что позволяет заключить о



наличии в продуктах твердения кальцийнатриевых гидросиликатов, состав которых близок к  $\text{CaO} \cdot 1,44 \text{SiO}_2 \cdot 0,238 \text{Na}_2\text{O} \cdot \text{ад}$  [1]. Для системы ОМС-ФХШ в отличие от ЖС-ФХШ характерен также экзотермический эффект при  $580^\circ\text{C}$ , который свидетельствует о появлении в продуктах твердения новых химических соединений.

Петрографическими исследованиями систем ЖС-ФХШ и ОМС-ФХШ установлено, что в целом эти структуры являются многофазными, отличаясь характером кристаллизации. В случае взаимодействия ЖС и ФХШ на снимках видны крупные включения кристаллогидратов в виде темной массы. Светлые участки являются связующим материалом, не вступившим в реакцию взаимодействия с ФХШ. В структурах системы ОМС-ФХШ также имеются темные крупные неравномерные включения кристаллогидратов и светлые участки ОМС. Кроме того, в отличие от исходного образца на микроснимках видны новообразования в виде каймы вокруг связующего. Мелкозернистая структура новообразований указывает на значительно большую скорость кристаллизации систем ОМС-ФХШ, чем ЖС-ФХШ.

Данные рентгеноструктурного исследования показали, что при взаимодействии ОМС с ФХШ образуются соединения типа



Кроме того, при взаимодействии с ОМС-ФХШ удается зафиксировать появление углеродистых кристаллических новообразований ( $d = 2,79$ ), отличных от кальцийнатриевых гидросиликатов. Таким образом, можно считать, что увеличение скорости твердения смесей на основе ОМС происходит вследствие возрастания кристаллизации углеродистых новообразований.

#### Литература

1. Борсук П.А., Лясс А.М. Быстротвердеющие формовочные смеси. - М.: Машиностроение, 1965. - 324 с.

В.Ф.Одинокко, инженер,  
 Д.М.Кукуй, канд. техн. наук,  
 А.П.Ковалев, инженер (БПИ)

### МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКОЙ РЕГЕНЕРАЦИИ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Для исследования процесса электрогидравлической регенерации формовочных смесей разработана и смонтирована лабораторная установка, принципиальная схема которой показана на рис. 1. Установка представляет собой модель реальной системы электрогидравлической регенерации.

Источник электрического питания установки (ГИТ – генератор импульсных токов) позволяет ступенчато изменять напряжение на выходе в пределах 0–50 кВ, а также плавно изменять частоту следования импульсных разрядов от 0 до 10 Гц при

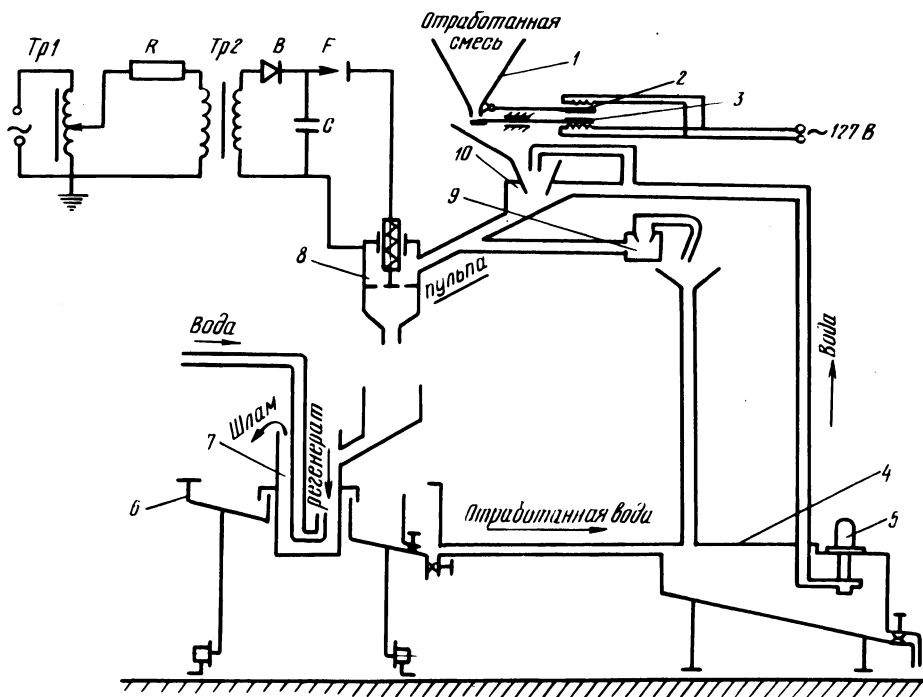


Рис. 1. Схема лабораторной установки.

запасаемой энергии батареи конденсаторов до 1 кДж. Установка позволяет также плавно изменять соотношение твердого к жидкому в водно-песчаной пульпе (Т:Ж) в пределах от 1:1 до 1:6 и рассчитана на обработку в непрерывном проточном режиме 15 кг отработанной формовочной смеси.

Лабораторная установка дает возможность достаточно полно проводить изучение как в статике, так и в непрерывном режиме влияния на эффективность регенерации следующих факторов: отношения твердого к жидкому (Т:Ж) в водно-песчаной пульпе; частоты следования импульсных разрядов; величины запасаемой энергии импульсного разряда; времени электрогидравлической обработки; размера рабочего разрядного промежутка.

Установка работает следующим образом. Вода из бака 4 насосом 5 подается через смеситель 10 и регенератор 8 в центральную емкость 7 классификатора 6. Одновременно в емкость 7 подается дополнительное количество воды для создания определенной постоянной скорости восходящего потока воды, необходимой для классификации регенератора по требуемому классу крупности. Затем подключается ГИТ и устанавливается нужный режим электрогидравлической обработки. Исходная отработанная смесь подается из дозатора 1 (с вибратором 2 и затвором 3) в смеситель 10, где смешивается с водой до заданного соотношения и поступает в регенератор 8, где обрабатывается импульсными электрическими разрядами. Избыток воды через слив 9 поступает в баки. Из регенератора обработанная пульпа поступает в центральную емкость 7 чашевого классификатора 6. В центральной емкости за счет восходящего потока воды происходит разделение песка по крупности 0,1–0,12 мм. Обесшламленный регенерат остается в емкости, а шлам поступает в чашевый отстойник. Слив чашевого отстойника поступает в бак 4. Регенерат подвергается сушке и разделке. Из отобранных проб регенерата изготавливаются образцы для испытаний физико-механических свойств смесей по стандартным методикам. Регенерат также подвергается ситовому анализу с определением содержания  $\text{Na}_2\text{O}$  в классах крупности. Кроме того, определяется общее содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в регенерате. В шламе после сушки и сокращения определяется содержание  $\text{Na}_2\text{O}$ . В сливе чашевого отстойника определяется содержание твердого, рН, удельная электропроводность раствора  $\alpha$ , а также содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в жидкой и шламовой части слива. Определение рН производится на рН-метре ЛПУ-01, удельной электропроводности  $\alpha$  при помощи реохордного моста Р-38 по известным методикам.

Схема проведения испытаний по отработке оптимального режима электрогидравлической регенерации отработанных формовочных и стержневых смесей представлена на рис. 2.

Методика определения содержания  $\text{Na}_2\text{O}$  в смесях заключается в следующем: навеску материала 10 г кипятят в 200 мл дистиллированной воды в течение одного часа. Раствор отфильтровывают на вакуумной воронке, охлаждают, доводят до объема 250 мл, отбирают аликвоту в 50 мл и титрируют 0,1 н. раствором  $\text{HCl}$ .

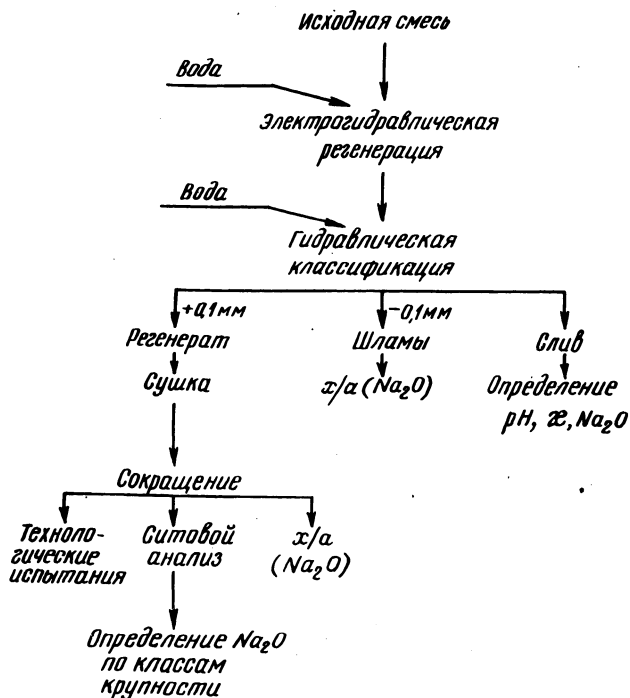


Рис. 2. Схема проведения испытаний по электрогидравлической регенерации отработанных смесей.

Содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в пробе коррелирует с количеством оставшегося жидкостекольного связующего на зернах песка. Поэтому за критерий эффективности электрогидравлической регенерации принимается остаточное содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в обесшламленном регенерате и снижение содержания  $\text{Na}_2\text{O}$  по сравнению с обесшламленным исходным материалом. Одновременное прове-

дение технологических испытаний регенерата и определение содержания  $\text{Na}_2\text{O}$  в нем позволяет установить необходимую глубину регенерации отработанной жидкостекольной смеси.

УДК 621.745.34

А.Г.Слущкий, мл. науч. сотр.,  
Н.А.Фонштейн, инженер,  
О.А.Белый, ст. науч. сотр.,  
И.Ф.Цедрик, инженер,  
Г.Ф.Андреев, инженер,  
Г.Г.Пыршина, студентка (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ВАГРАНОЧНОЙ ПЛАВКЕ ПРИРОДНОЛЕГИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В работе были проведены исследования влияния добавок в состав шихты ванадийсодержащего передельного чугуна на свойства отливок. Использовался чугун Чусовского металлургического завода:

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ti	V
4,4-4,65	0,28-	0,30-	0,029-	0,05-	0,19-	0,20-	0,48-
	0,45	0,41	0,039	0,07	0,22	0,30	0,52

Чугун в количестве от 5 до 20% вводился в металлозавалку взамен передельного чугуна и ВКЛ (отходы доменного производства). Плавки проводили в вагранке производительностью 18 т/ч в литейных цехах № 1 и 2 Минского тракторного завода. Результаты плавок представлены в табл. 1.

Использование в шихте до 20% передельного ванадийсодержащего чугуна привело к увеличению прочностных характеристик серого чугуна на одну марку. Установлено, что при этом существенного отклонения по углероду, кремнию, марганцу, сере не наблюдается, а содержание хрома и титана несколько увеличивается. При добавках 20% данного чугуна при проведении более длительных по времени плавок значительно повышалась твердость тонкостенного литья и увеличивалась склонность чугуна к отбелу за счет увеличения содержания ванадия, вносимого обогащенным возвратом.

Анализ химического состава ваграночных шлаков показал, что по мере увеличения в шихте доли ванадийсодержащего чугуна содержание пятиоксида ванадия в шлаке возрастает (табл. 2).

Таблица 1

Шихта	Химический состав чугуна, %							Свойства			
	C	Si	Mn	S	Cr	Ti	V	отбел, мм	$\sigma_{и}$ , МПа	$\sigma_{в}$ , МПа	НВ
Исходная	3,4	2,3	0,68	0,08	0,16	0,07	-	7,0	440	190	219
5-10% чугуна	3,46	2,48	0,59	0,08	0,18	0,065	0,055	8,0	457	200	217
20% чугуна	3,53	2,39	0,57	0,08	0,19	0,086	0,13	10,0	495	230	220

Таблица 2

Шихта	Химический состав шлака, %								Содержание V в чугуне в момент отбо- ра шлака, %	Кoeffици- ент рас- пределения (V) [V]
	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	Fe <sub>общ</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiO <sub>2</sub>		
Исходная	42,0	8,3	37,5	6,8	2,6	0,11	0,28	1,54	-	-
до 10% чугуна	40,3	11,5	33,0	6,2	3,4	0,15	0,31	2,42	0,042	2,3
до 20% чугуна	43,7	8,3	26,2	5,2	8,7	0,27	0,53	1,37	0,11	1,6

Таблица 3

Наименование шихты	Химический состав, %						Свойства	
	C	Si	Mn	Cr	Ti	V	$\sigma_{\text{и}}$ , МПа	НВ
Исходная	3,40	2,30	0,68	0,17	0,07		440	220
Содержащая 5-7% ванадиевого чугуна	3,42	2,28	0,7	0,19	0,06	0,035	461	229

Замечено незначительное увеличение окислов хрома. Содержание остальных окислов существенно не изменилось.

Баланс плавки по ванадию показал, что 85-80% легирующего элемента переходит в чугун. Это подтверждают также невысокие коэффициенты распределения ванадия между шлаком и металлом. Высокое усвоение ванадия и низкий коэффициент распределения его между шлаком и металлом определяются в первую очередь химической активностью углерода кокса в горне вагранки.

Сравнительные результаты статистической обработки плавов за 5 месяцев работы цеха приведены в табл. 3.

Из табл. 3 видно, что механические свойства чугуна, содержащего ванадий, выше исходного. При этом наблюдается некоторое увеличение содержания хрома. Существенных отклонений по углероду, кремнию, марганцу не наблюдалось.

Таким образом, проведенные плавки показали целесообразность использования ванадийсодержащего передельного чугуна для повышения и стабилизации механических свойств.

УДК 621.745.34

Д.Н.Худокормов, докт. техн. наук,

В.М.Королев, канд. техн. наук,

С.В.Дорожко, инженер,

А.В.Розум, инженер,

И.В.Дорожко, канд. техн. наук (БПИ)

### ВЛИЯНИЕ Са и Се НА ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Влияние микродобавок Са и Се на жидкотекучесть чугунов с пластинчатой и шаровидной формой графита исследовалось на сплавах, составы которых приведены в табл. 1. Жидкотекучесть

Таблица 1. Химический состав исследованных чугунов

Номер состава	Элементы, вес %					
	C	Si	Mn	S	P	Mg <sub>ост</sub>
1	3,58	1,95	0,17	0,096	0,104	-
2	3,67	2,09	0,43	0,089	0,351	-
3	3,3-3,5	2,0-2,2	0,75-0,8	0,08	0,1	0,05

определялась методом вакуумного всасывания. Для получения шаровидной формы графита в чугун вводили 1% Ni - Mg лига-туры.

Обработка серого чугуна Са в количестве до 0,2% приводит к повышению его жидкотекучести на 30-40%. При этом положительный эффект проявляется при добавках 0,1% Са (рис. 1). Небольшие добавки Се до 0,01% отрицательно влияют на жидкотекучесть исследуемого сплава. При введении в расплав до 0,02% Се жидкотекучесть несколько возрастает, не достигая, однако, исходного значения, и вновь снижается.

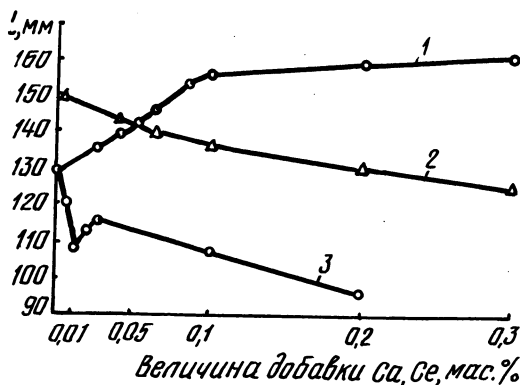


Рис. 1. Влияние присадок кальция и церия на жидкотекучесть серого чугуна:

- 1, 3 — влияние Са и Се соответственно, чугун состава 1;
- 2 — влияние Са, чугун состава 2.

Для уточнения механизма влияния Са и Се на жидкотекучесть серого чугуна была проведена серия экспериментов на синтетическом сплаве, приготовленном на основе особочистых компонентов (карбонильное железо ОЧЖ 13-2, реакторный графит спектральной чистоты). С целью оценки влияния кислорода плавка и измерение жидкотекучести проводились на воздухе и в аргоне.



Присадки Са и Се не оказывают влияние на жидкотекучесть синтетического чугуна, выплавленного в атмосфере аргона (рис. 2). При плавке на воздухе происходит заметное изменение жидкотекучести чугуна под действием добавок. Следовательно, окисленность расплава оказывает неблагоприятное влияние на жидкотекучесть. Сравнивая кривые на рис. 1 и 2, можно отметить, что влияние Са на жидкотекучесть синтетического чугуна, выплавленного на воздухе, и чугуна промышленного состава имеют одинаковый характер. При добавках Са до 0,1% жидкотекучесть чугуна, выплавленного на воздухе, повышается и приближается к жидкотекучести чугуна, выплавленного в аргоне.

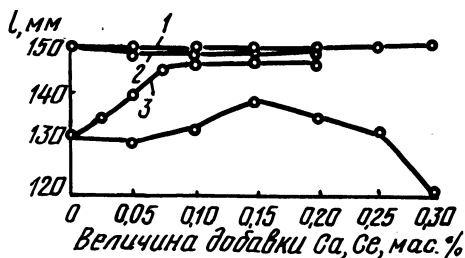


Рис. 2. Изменение жидкотекучести синтетического серого чугуна при микролегировании кальцием и церием: 1,3 — влияние Са в аргоне и на воздухе соответственно; 2,4 — влияние Се в аргоне и на воздухе соответственно.

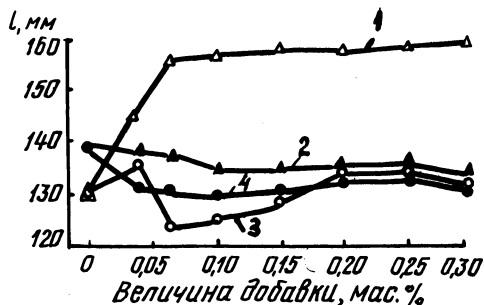


Рис. 3. Влияние Са и Се на жидкотекучесть высокопрочного чугуна с шаровидным графитом: 1,2 — влияние Са, чугун с 0,1 и 0,3% Р соответственно; 3,4 — влияние Се, чугун с 0,1 и 0,3 Р соответственно.

Се, как и Са, вначале улучшает жидкотекучесть синтетического чугуна, выплавленного на воздухе (рис. 2), но затем ухудшает ее. В сравнении с техническим чугуном (рис. 1) характер изменения жидкотекучести синтетического сплава существенно отличен. Если в обычном чугуне наблюдается снижение жидкотекучести во всем интервале исследованных присадок Се, то в синтетическом чугуне имеет место экстремальная зависимость.

Аналогичный характер изменения жидкотекучести наблюдается также у высокопрочного чугуна, обработанного после ввода Ni - Mg лигатуры различными присадками Са и Се (рис. 3).

Отличие от синтетического чугуна заключается в том, что эффект влияния добавок смещается в сторону меньших концентраций (0,05% Са и 0,03% Се).

Проведенное исследование позволяет предположить, что влияние Са и Се на жидкотекучесть связано с изменением природы неметаллических включений и условий удаления их из расплава.

Однако Са и Се могут оказывать влияние на жидкотекучесть чугунов не только за счет изменения состава, формы и количества неметаллических включений. При изучении влияния Са совершенно неожиданным оказалось его отрицательное воздействие на жидкотекучесть серого и высокопрочного чугунов с повышенной концентрацией Р (рис. 1).

Влияние Са и Се на жидкотекучесть чугуна с повышенной концентрацией Р можно объяснить, основываясь на положениях теории избирательной зернограничной сегрегации, в частности, на различной адсорбционной активности примесей и явлении их конкуренции. Согласно этой теории, действие одной примеси можно нейтрализовать действием другой, более адсорбционно активной, путем удаления нежелательного элемента с границ вглубь зерна.

Наиболее высокой адсорбционной активностью обладают Са и Се. Это означает, что в процессе затвердевания они в значительной степени подавляют сегрегацию фосфора, который имеет меньшую адсорбционную активность, и, по-видимому, повышают его растворимость в железе. Механизм же положительного действия Р на жидкотекучесть заключается именно в образовании фосфидной эвтектики. Чем больше Р растворено в железе, тем меньше будет образовываться фосфидной эвтектики, тем хуже жидкотекучесть чугуна. Положительным фактором при этом является повышение пластических свойств высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

Следовательно, к выбору модифицирующих добавок для высокоуглеродистых сплавов железа, особенно при получении тонкостенных отливок, необходим комплексный подход, учитывающий их влияние не только на структуру и механические характеристики, но и на литейные свойства сплавов.

А.М.Галушко, канд. техн. наук,  
В.П.Тимошенко, инженер,  
Б.М.Немененок, канд. техн. наук,  
М.И.Стриженков, мл. науч. сотр. (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ НА СВОЙСТВА СПЛАВА АЛ4

В настоящее время в СССР в соответствии с ГОСТ 1583-73 из лома и отходов производится 30 марок алюминиевых сплавов, причем около 90% от общего их выпуска приходится на сплавы АК7, АК5М2 и АК5М7. Алюминиевые сплавы из вторичного сырья используются в промышленности для изготовления малоответственных изделий.

В работе исследована возможность использования вторичных силуминов взамен первичных шихтовых материалов при плавке сплава АЛ4. Вторичные сплавы АК7 и АК5М7 вводили в шихту в количестве 2,5-15% от веса плавки, что составляло соответственно 5-30% от веса первичных материалов. Перед заливкой образцов и проб расплав обрабатывали универсальным флюсом в количестве 1,0%.

Результаты исследований представлены в табл. 1.

Таблица 1. Влияние добавок вторичных силуминов на свойства сплава АЛ4

Добавка вторичного силумина	Литое состояние		Термообработанное состояние (Т6)	
	R <sub>m</sub> , МПа	A, %	R <sub>m</sub> , МПа	A, %
Исходный сплав АЛ4	200	5,3	260	4,0
2,5% АК7	210	5,3	277	4,0
5,0% АК7	208	4,9	270	3,2
7,5% АК7	203	4,6	267	2,8
10,0% АК7	200	4,0	265	2,5
15,0% АК7	186	3,5	256	2,3
2,5% АК5М7	217	5,1	286	3,5
5,0% АК5М7	213	4,6	285	2,8
7,5% АК5М7	206	4,3	282	2,4
10,0% АК5М7	202	3,6	274	2,2
15,0% АК5М7	199	2,9	271	2,0

Видно, что добавка вторичных сплавов приводит к увеличению прочности сплава АЛ4 в литом и термообработанном состоянии за счет легирования  $\alpha$ -твердого раствора медью, содержащейся во вторичных сплавах. Относительное удлинение сплава АЛ4 при этом уменьшается из-за насыщения расплава медью, железом, неметаллическими включениями. Анализ химического состава опытных плавов показал, что содержание основных компонентов сплава АЛ4 находится в пределах ГОСТа при использовании в шихте до 7,5% вторичного силумина АК7 или до 2,5% АК5М7. При этом содержание меди и железа не превышает соответственно 0,27–0,29% и 0,75–0,84%. Добавки вторичных сплавов вызывают некоторое уменьшение жидкотекучести, ухудшение коррозионной стойкости и повышение содержания водорода. Снижение жидкотекучести сплава АЛ4 с добавками вторичных силуминов АК7 и АК5М7 происходит, очевидно, за счет уменьшения содержания кремния и снижения чистоты расплава. Последняя оказывает существенное влияние и на коррозионную стойкость сплава.

Проведенные плавки показали возможность использования вторичного силумина АК7 при производстве отливок из сплава АЛ4, однако из табл. 1 следует, что сплав АЛ4 с 7,5% АК7 не обеспечивает требуемую пластичность ( $A \geq 3\%$ ).

Таблица 2. Свойства сплава АЛ4, выплавленного с использованием в шихте 7,5% вторичного силумина АК7

Вид обработки	Механические свойства после термообработки по режиму Т6		$\lambda$ , мм (пруток при 720°C)	$V_{H_2}$ , см <sup>3</sup> /100 г
	$R_m$ , МПа	A, %		
1% флюса	267	2,8	385	0,24
1% флюса + 0,2% $C_2Cl_6$	270	3,1	388	0,18
1% флюса + 0,05% S	280	4,0	410	0,15
0,05% Sr + 0,05% S	302	5,0	408	0,17
1% флюса + 0,05% Sr + 0,05% S	288	4,8	395	0,16
0,05% Sr + 1% флюса	275	3,5	380	0,18
0,05% Sr + 0,2% $C_2Cl_6$	270	3,3	370	0,17

Для повышения пластичности сплава АЛ4 проводили обработку расплава оптимальными добавками флюса, гексахлорэтана, серы и стронция. Результаты экспериментов представлены в табл. 2.

Обработка исследуемого сплава 1% флюса (35% NaCl, 40% KCl, 15% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>, 10% NaF) и флюсом совместно с 0,2% гексахлорэтана не оказала заметного влияния на механические свойства, так как при этом происходит только рафинирование расплава и измельчение включений эвтектического кремния. При обработке расплава серой и флюсом пластичность возрастает за счет рафинирования сплава и измельчения включения железосодержащей фазы. Максимальный эффект достигается при обработке расплава стронцием и серой.

Таким образом, наиболее рациональным вариантом улучшения свойств сплава АЛ4 с добавкой 7,5% вторичного сплава АК7 является обработка расплава стронцием и серой или серой и флюсом. Последний вариант обработки используется в цехе алюминиевого литья завода "Автоцветлит" при изготовлении отливок из сплава АЛ4 с использованием в шихте 7,5% вторичного силумина АК7.

УДК 621.745.34

А.Г.Слущкий, мл. науч. сотр.,  
С.Н.Леках, канд. техн. наук,  
Е.И.Шитов, инженер,  
В.А.Родионов, инженер,  
Ю.П.Белый, инженер (БПИ)

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПЛАВКИ В ДУГОВОЙ ПЕЧИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА

В работе представлены результаты исследований возможности легирования серого чугуна ванадием за счет использования в составе шихты отходов производства, в частности, ванадийсодержащей магнитной шлакометаллической фракции (МШФ). Химический состав МШФ представлен в табл. 1.

Опытные плавки серого чугуна проводились в электродуговых печах емкостью 5 т с кислой футеровкой на Саранском заводе "Центролит".

Таблица 1

Компонент	Количество, %	Химический состав, %					
		C	Si	Mn	S	P	V
Металл	70-75	3,0	0,14	0,1	0,03	0,01	0,06
Компонент	Количество, %	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaO	FeO	TiO <sub>2</sub>	S
Шлак	30-25	16	18	4	38	7	0,06

Таблица 2

Добавки МШФ, %	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	S	P	Усво- ение V, %
Исходный чугун	3,2	2,57	0,74	0,20	0,14	-	0,06	0,17	-
до 10	3,19	2,55	0,73	0,19	0,12	0,17	0,06	0,16	80
15-17	3,33	2,49	0,74	0,20	0,11	0,26	0,06	0,14	76
20-25	3,30	2,32	0,58	0,19	0,14	0,33	0,05	0,14	74

Следует отметить, что возрастание количества МШФ в шихте не увеличивает длительность плавки и расхода электроэнергии. Температура металла на желобе печи находилась в пределах 1470-1485°C.

Результаты химического анализа показали, что при использовании 10-25% шлакометаллической фракции ванадий усваивается на 74-80% (табл. 2). Известно, что усвоение ванадия будет зависеть от коэффициента распределения данного элемента между шлаком и металлом. Установлено, что с увеличением количества МШФ степень усвоения ванадия несколько уменьшается за счет возрастания общего количества шлака.

Содержание в чугуне остальных элементов во всех случаях находилось в пределах технических условий на чугун СЧ24-44. Наличие в структуре чугуна 0,14-0,35% V при различных добавках МШФ измельчает включения графита, способствует перлитизации металлической матрицы. В условиях электродуговой плавки происходит насыщение чугуна азотом и образование дисперсных нитридов ванадия. Все это привело к существенному повышению механических свойств (табл. 3).

Таблица 3

Добавка МШФ, %	$\sigma$ , МПа	$f$ , мм	НВ	$\sigma$ , МПа	Отбел, мм
Исходный чугун	502	5,46	210	170	до 7,0
до 10%	604	6,26	224	210	3,0
15-17	658	7,05	232	280	4,5
20-25	700	7,78	243	310	5,5

При этом наблюдалось увеличение твердости и стрелы прогиба. Глубина отбела чугуна по клину не превышала 7 мм во всех плавках, так как в соответствии с технологией плавки чугун перед разливкой модифицировали силикошиметаллом в количестве 0,08-0,1%.

Таким образом, исследования показали, что использование для легирования ванадием шлакометаллической фракции в количестве 10-25% от веса металлозавалки позволяет стабильно получать в электродуговых печах серый чугун с высокими механическими свойствами. Внедрение технологического процесса легирования чугуна ванадием за счет МШФ на Саранском заводе "Центролит" позволит получить экономический эффект порядка 500-600 тыс. руб. в год.

УДК 621.745.34

Г.Ф.Андреев, инженер,  
 Б.А.Чепыжов, мл. науч. сотр.,  
 С.Н.Леках, канд. техн. наук,  
 Н.И.Бестужев, инженер,  
 С.С.Бородюк, студент (БПИ)

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЕРОГО ЧУГУНА

Появление кромочного отбела на отливках из серого чугуна отрицательно сказывается на трудоемкости механической обработки и стойкости режущего инструмента, особенно при обработке массовых отливок на многооперационных автоматических линиях. В этих случаях в технологию вынуждены вводить 100%

отжиг мелкого литья, повышая тем самым его стоимость и трудоемкость изготовления отливок.

Известные варианты снятия отбела путем ковшевого модифицирования расплава 75%-ным ферросилицием, либо лигатурами, содержащими РЗМ, барий и другие металлы, являются стабильными и эффективными при достаточно высокой температуре процесса (1360–1400°С) и отсутствии длительных простоев модифицированного расплава (свыше 7–10 мин).

В последние годы показано, что более сильное графитизирующее влияние оказывает внутриформенное модифицирование серого чугуна. Однако данный процесс слабо изучен. Нет четких рекомендаций по составу модификаторов и технологическим режимам модифицирования, что затрудняет широкое внедрение его в производство.

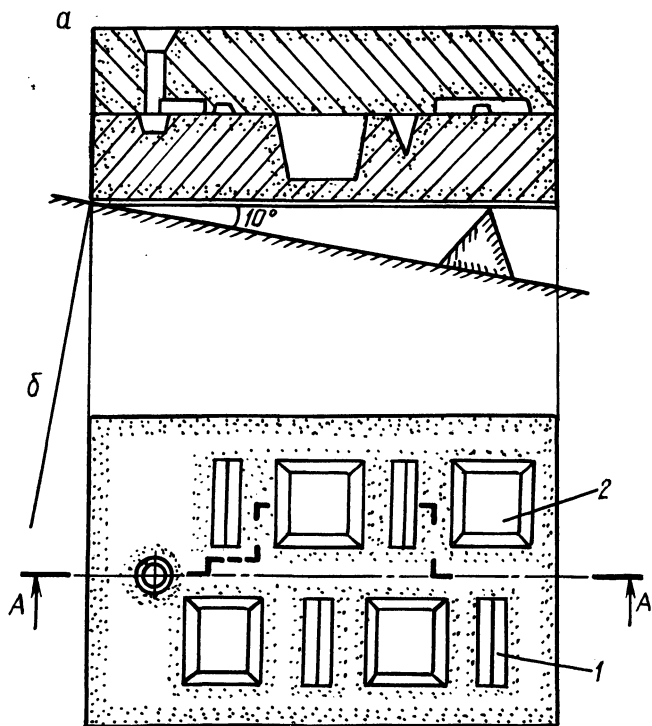


Рис. 1. Схема установки для определения эффективности модификатора:  
а – разрез по А-А формы в сборе; б – нижняя полуформа.



В работе были проведены сравнительные исследования процесса внутриформенного модифицирования тремя лигатурами, химические составы которых приведены в табл. 1.

Для исследований была разработана специальная конструкция отливки, состоящая из четырех последовательно заполняемых клиновых проб на отбел 1 и четырех массивных металлоприемников 2, повышающих металлоемкость отливки до 25 кг (рис. 1). Последовательное заполнение клиньев достигается наклоном формы на  $10^\circ$  к горизонтали. Плавки производились в лабораторной индукционной печи емкостью 50 кг. Модификаторы предварительно измельчались до фракции 0,1–1 мм. Для сравнения эффективности модификаторы брались в количестве от 0,03 до

Таблица 1. Химический состав модификаторов

Модификатор	Химический состав, %					
	Si	Al	Ba	PЗМ	Ca	Fe
75%-ный ферросилиций	72–74	2,5	-	-	-	ост.
Силикобарий	ост.	-	10	-	10	-
Лигатура СЦеМИШ-2	43,0	14,3	-	32,1	1,55	4,85

Таблица 2. Влияние внутриформенного модифицирования на склонность серого чугуна к отбелу

Модификатор	Исходный отбел	Отбел клиньев*, мм				НВ				
		I	II	III	IV	I	II	III	IV	
Силикобарий	0,03	7	0	0	0	0,5	201	212	223	229
	0,05	22	0	0	Ц**	7	207	220	229	233
	0,08	23	0	0	Ц	5	201	205	225	233
Лигатура СЦеМИШ-2	0,03	14	0	0	Ц	4	205	211	225	230
	0,05	22	0	0	Ц	9	207	217	229	235
	0,08	23	0	0	0	7	205	212	233	235
75% ферросилиций	0,03	7	0	Ц	2	4	203	212	230	230
	0,05	9	0	0	Ц	3	207	212	222	229
	0,08	14	0	Ц	4	6	205	220	235	240

\* Клинья пронумерованы в порядке заливки их в форме; \*\* Ц - включения цементита.

0,1% от веса отливки. Температура заливки составляет 1320–1340°C. В качестве шихты использовался возврат чугунолитейного цеха № 1 МТЗ с углеродным эквивалентом  $C_{\text{э}} = 4,1-4,2$ , несколько обогащенный хромом и титаном. Результаты исследований приведены в табл. 2.

Исследования показали, что процесс модифицирования в форме отличается более высокой эффективностью, чем ковшевое модифицирование. Данные, приведенные в табл. 2, позволяют сделать вывод о том, что для толстостенных деталей расход модификатора может находиться в пределах 0,03–0,05%, а для тонкостенных отливок – 0,08–0,1%, причем качество получаемого чугуна в отливке зависит от местоположения ее в форме относительно стояка, особенно при использовании в качестве модификатора 75% ферросилиция.

Сравнительные результаты испытаний показали, что внутриформенное модифицирование позволяет по сравнению с ковшевой обработкой сократить в 1,5–2 раза расход модификаторов, полностью устранить кромошный отбел и исключить необходимость проведения графитизирующего отжига.

УДК 669.046.516

Б.А.Чепыжов, мл. науч. сотр.,  
М.Н.Мартынюк, канд. техн. наук (БПИ)

### ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ (НТО) НА ПРОЦЕСС ГРАФИТИЗАЦИИ ПРИ ОТЖИГЕ БЕЛОГО ЧУГУНА, ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ

В последние годы в производстве отливок из ковкого чугуна наблюдается четко выраженная тенденция к переходу с ферритной металлической основы на перлитную. Этот переход обусловлен тем, что ферритный ковкий чугун вследствие недостаточной прочности во многих случаях не отвечает комплексу требований, предъявляемых конструкционным материалам.

Вместе с тем, несмотря на очевидные преимущества производства перлитного чугуна, заводы с большой осторожностью относятся к предложениям по замене им ковкого чугуна с ферритной металлической основой. Легирование чугуна марганцем, часто применяемое на практике для стабилизации перлитной структуры, вызывает удлинение режима отжига отливок на первой и второй стадиях, а также ухудшение жидкотекучести спла-

ва, К аналогичному результату приводит снижение концентрации кремния. Наряду с этим известно, что микролегирование традиционными графитизирующими присадками алюминия и бора снижает механические свойства ковкого чугуна с перлитной металлической основой.

Значительный интерес для получения перлитного ковкого чугуна представляет легирование его медью. Медь способствует перлитизации металлической основы, улучшает литейные и технологические свойства чугуна. При этом она оказывает положительное влияние на процесс графитизации при высокотемпературном отжиге, хотя механизм этого влияния до конца не выяснен.

В работе исследовали влияние меди на процесс зарождения графитной фазы при отжиге белого чугуна на ковкий.

В качестве шихтовых материалов при получении перлитного ковкого чугуна использовались стальной лом, электродный бой, ферросплавы и медный лом. Плавка металла проводилась в высокочастотной индукционной печи ИСТ-006 с кислой футеровкой. Для исследований выплавлялся чугун следующего состава: 2,6–2,8% С; 0,75% Si; 0,2–0,3% Mn; 0,02–0,03% S, 0,1% P, в который дополнительно вводилась медь в количествах от 0,25% до 1,5%. Параллельно отливались образцы из нелегированного белого чугуна с содержанием кремния от 0,25% до 1,25%.

Образцы перед отжигом подвергались низкотемпературной обработке (НТО) при температурах 200–600°C в выдержке 1,5; 3,0; 4,5; 6,0 ч. Отжиг образцов на первой стадии проводился при температуре 960°C в течение пяти часов. Эффект НТО оценивался по количеству графитовых включений в 1 мм<sup>2</sup> после первой стадии отжига (рис. 1). Из приведенных данных следует, что предварительная выдержка легированного медью белого чугуна в интервале температур 300–400°C увеличивает число центров кристаллизации графита при проведении первой стадии

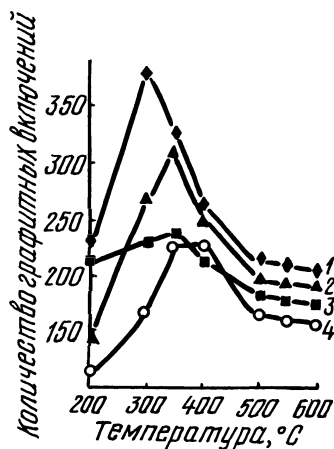


Рис. 1. Влияние температуры и времени выдержки при НТО на количество графитных включений при отжиге белого чугуна: 1–4 — соответственно 4,5; 3,0; 6,0 и 1,5 часа.

графитизации. Максимальное количество включений углерода отжига получено в образцах, отожженных с предварительной выдержкой при  $300^{\circ}\text{C}$  в течение 4,5 ч.

Влияние НТО на процесс зарождения графитной фазы при отжиге зависит от содержания меди в чугуна. С повышением концентрации меди от 0,5 до 0,75% наблюдается резкое увеличение числа центров кристаллизации графита, затем эффект действия предварительной выдержки стабилизируется.

Ускорение процесса графитизации при отжиге с низкотемпературной обработкой легированного чугуна связано, вероятно, с эффектом дисперсионного твердения.

Следует предположить, что при быстром охлаждении тонкостенных отливок в растворе фиксируется более высокая концентрация меди, чем соответствующая пределу растворимости при данной температуре. Последующая выдержка сплава при температуре  $300-400^{\circ}\text{C}$  приводит к выделению из перенасыщенного раствора избыточной меди. Процесс выделения дисперсных частиц меди вызывает значительные искажения кристаллической решетки  $\alpha$ -твердого раствора. В местах этих искажений происходит скопление атомов углерода, что облегчает процесс зарождения центров кристаллизации графита при последующем отжиге.

Механизм влияния меди подтверждается результатами измерения удельного электросопротивления образцов из Fe - C - Si сплава, содержащего 1% меди, и подвергнутых предварительной НТО при температурах  $200-500^{\circ}\text{C}$  в течение 3 ч.

Изменение удельного электросопротивления исследованных образцов имеет характер, аналогичный изменению числа включений графита в зависимости от температуры предварительной обработки и времени выдержки.

УДК 621.74.043.2:621.892

В.А.Бахмат, канд. техн. наук,  
А.М.Михальцов, ст. науч. сотр.,  
А.Н.Карабанов, студент (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ГАЗСОДЕРЖАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ ОТЛИВОК, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИТЬЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Газосодержание отливок из сплава АЛ2 исследовалось методом вакуумной экстракции по усовершенствованной методике (рис. 1). Исследуемая отливка обезжиривается, взвешивается и

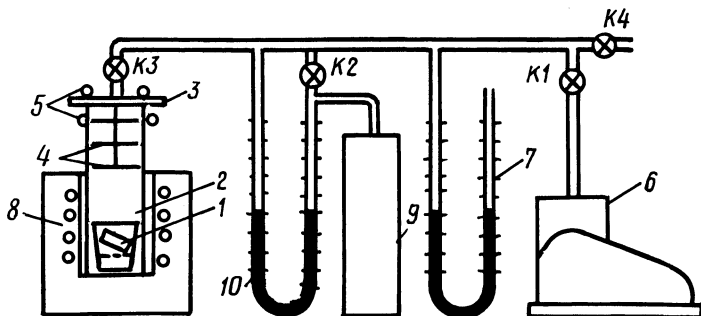


Рис. 1. Схема исследования газосодержания отливок методом вакуумной экстракции.

помещается в предварительно прокаленный тигель 1, который вставляется в вакуумную камеру 2 и закрывается крышкой 3 с уплотнением из вакуумной резины. В верхней части вакуумной камеры предусмотрены экраны 4 и охлаждение проточной водой 5. Из камеры откачивается воздух с помощью форвакуумного насоса 6 до остаточного давления 100 мм ртутного столба и закрывается кран К1. Затем в течение 5 мин ведется наблюдение за показаниями ртутного манометра 7. Если давление не изменяется, вакуумную камеру загружают в печь сопротивления 8, нагретую до заданной температуры, предварительно закрыв кран К3. После полного расплавления отливки вакуумная камера охлаждается до комнатной температуры.

Измерение количества выделившихся из отливки газов производится при перекрытом кране К2 и открытом кране К3. При этом с помощью водяного манометра 10 устанавливается разность давлений между камерой с исследуемой отливкой и вспомогательной камерой 9. Отличие предлагаемой установки от известной [1] состоит в том, что в нее введена вспомогательная камера 9. Это существенно повышает точность измерений, так как позволяет без дополнительных тарировок, непосредственно установить истинное значение приращения давления, полученное в камере с исследуемым образцом.

В работе использовались образцы с толщиной стенок 4 и 6 мм, отлитые в двухместной форме на машине мод. 5А12 при трех скоростях прессования: 0,32; 0,64 и 1,0 м/с. Скорость впуска дополнительно регулировалась с помощью сменных питателей толщиной 0,5; 1,0 и 2,0 мм с постоянной шириной (20 мм).

На рис. 2 приведены зависимости газосодержания отливок от скорости впуска, полученных в полости с противодавлением и без него. При этом каждая кривая характеризует изменение газосодержания отливок при постоянном питателе и возрастающих скоростях прессования. Увеличение скорости впуска существенно повышает газосодержание отливок, полученных в полости с противодавлением (кривые 1, 2, 3). Однако однозначной связи между газосодержанием отливок и скоростью впуска, связанной с изменением толщины питателя, не наблюдается. В то же время увеличение скорости впуска путем увеличения скорости прессования при постоянном сечении питателя во всех случаях приводит к резкому увеличению газосодержания.

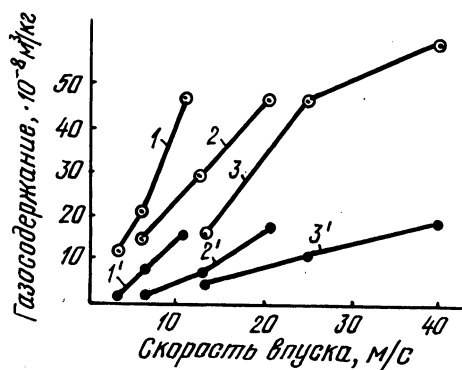


Рис. 2. Влияние скорости впуска на газосодержание отливок толщиной 6 мм:

1, 2, 3 — при толщине питателя соответственно 2 мм, 1 мм, 0,5 мм в полости с противодавлением; 1', 2', 3' — при толщине питателя соответственно 2 мм, 1 мм, 0,5 мм в полости без противодавления.

Скорость впуска связана со скоростью прессования уравнением неразрывности потока:

$$F_{к.п} \cdot V_{п.п} = f_{пит} \cdot v_{вп},$$

где  $F_{к.п}$  — площадь сечения камеры прессования,  $m^2$ ;  $V_{п.п}$  — скорость прессующего поршня, м/с;  $f_{пит}$  — сечение питателя,  $m^2$ ;  $v_{вп}$  — скорость впуска, м/с.

В случае замены питателя при постоянных значениях  $F_{к.п}$  и  $V_{п.п}$  произведение  $f_{пит} \cdot v_{вп} = q$  есть величина постоянная. Здесь  $q$  — удельный расход,  $m^3/с$ .

Следовательно, при изменении скорости впуска с помощью питателя связанное с удельным расходом время заполнения формы  $\tau = \frac{\Phi_{отл}}{q}$  также величина постоянная.

Здесь  $\Phi_{отл}$  — объем отливки,  $m^3$ ;  $\tau$  — время заполнения, с.

В случае изменения скорости впуска посредством изменения скорости прессования изменяется и произведение  $f_{пит} \cdot v_{вп}$ , и

связанное с ним время заполнения формы. При этом уравнение неразрывности, записанное в виде

$$F_{к.п} \cdot V_{п.п} = \frac{\Phi_{отл}}{\tau},$$

свидетельствует о том, что увеличение скорости прессования влечет за собой уменьшение времени заполнения формы.

Проведенный анализ показывает, что преобладающее влияние на время заполнения формы и, следовательно, на газосодержание отливок оказывает скорость прессования.

Увеличение скорости прессования ведет также к увеличению газосодержания отливок, полученных в полости без противодействия (рис. 2, кривые 1', 2', 3'). Это свидетельствует о возрастании количества воздуха и газов, захватываемых металлом в свободном объеме камеры прессования.

Таким образом, газосодержание отливок, полученных в полости с противодействием, складывается из воздуха и газов полости формы и свободного объема камеры прессования.

Для приведенного случая доля газов свободного объема камеры прессования при низких скоростях составляет 12–16% от общего газосодержания отливки. С увеличением скорости прессования до 1 м/с доля газов свободного объема камеры прессования возрастает до 30–45% от общего газосодержания отливки.

### Литература

1. Прибор для определения газосодержания в отливках А.А.Рыжиков, С.З.Злотин, Б.П.Хренов и др. Технология машиностроения. – М., 1966, в. 2, с. 6–8.

УДК 621.746.6

В.И.Тутов, канд. техн. наук,  
А.Н.Крутилин, мл. науч. сотр. (БПИ)

### ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗРУШАЕМЫХ СТЕРЖНЕЙ

Дружковским машиностроительным заводом им. 50-летия Советской Украины по проектному заданию БПИ разработана и изготовлена опытно-промышленная двухручьева машина полуне-

прерывного литья втулок  $\varnothing$  100–120 мм и высотой 70–90 мм из антифрикционного чугуна АЧС-2.

Машина состоит из нижнего и верхнего стола, связанных стойками и двумя направляющими колоннами, по которым ходит подвижный стол с затравочными устройствами, вынесенными за колонны. Между направляющими расположен связанный через гайку с подвижным столом винт, вращение которого обеспечивает перемещение стола и извлечение отливок. Закрепленный на нижнем столе привод с редуктором позволяет осуществлять непрерывное и циклическое извлечение отливок из установленных на верхнем столе водоохлаждаемых кристаллизаторов. В ходе производственных испытаний обрабатывали конструкцию отдельных узлов опытно-промышленной установки, технологические режимы процесса.

Несоосное расположение винта и кристаллизаторов приводит к перекосам подвижного стола и скачкообразному его перемещению. Замена направляющих втулок на ролики и использование плавающей гайки позволили уменьшить отрицательный эффект консольной конструкции установки. Для промышленной машины следует рекомендовать конструкцию, при которой приводной винт расположен соосно с кристаллизатором, как это имело место на лабораторной установке.

Основным узлом установки является кристаллизатор, служащий для формирования заготовки, ее свойств и качества. Кристаллизатор состоит из стального кожуха и водоохлаждаемой рабочей втулки. Испытывали кристаллизатор с рабочей втулкой, выполненной из меди и стали. Обладая хорошими теплофизическими свойствами, медь имеет недостаточную механическую прочность, поэтому основные эксперименты проводили на кристаллизаторе со стальной рабочей втулкой. Для снижения интенсивности охлаждения рабочая втулка выполнена с конусом. Хорошие результаты получены на стальном кристаллизаторе высотой 200 мм с разностью диаметров по высоте 0,2–0,3 мм.

Испытывались различные варианты затравочных устройств, служащих для связи отливок с подвижным столом установки. Проектом предусмотрена конструкция затравки с использованием пластинчатых элементов, вставляемых в кристаллизатор. Оптимальным вариантом явилось затравочное устройство, состоящее из корпуса и легкоотделяемой головки с пазом в форме "ласточкового хвоста".

Для оформления внутренней полости отливки и разделения заготовки на мерные части используется разрушаемый песчаный



стержень. Фланцы стержней в процессе заливки периодически полностью перекрывают рабочую полость кристаллизатора по поперечному сечению, образуя разделенные между собой отливки. Технологический процесс предусматривает сборку стержней в стопки из 8–10 шт. и подачу их в кристаллизатор через направляющее устройство. Для ввода стержней наиболее удачным оказалось устройство, которое состоит из двух элементов: направляющего конического кольца, расположенного на кристаллизаторе или выполненного непосредственно в нем, и разъемной шлифованной втулки, установленной на расстоянии 200–300 мм от верхнего торца кристаллизатора.

Опыты проводили на стержнях, изготовленных на основе кубового остатка с различным содержанием сульфитной барды и глины. Оптимальным составом оказался состав с 2% КО, 4% СБ и 1% глины. Использование смесей на основе КО позволило получить отливки, удовлетворяющие техническим условиям. Существенный недостаток данной смеси – необходимость продолжительной тепловой сушки. Заводу рекомендовано использовать для процесса непрерывного литья стержни на основе фенолоспирта или любых других крепителей, обеспечивающих отверждение стержня в оснастке.

Подача металла в полость между кристаллизатором и стержнем осуществляется через специальные питатели. Для обеспечения необходимой прочности песчаного стержня и легкости отделения питателей от отливок во фланце толщиной 20 мм делались специальные выступы, концентраторы напряжений, которые обеспечивали легкий отлом питателей. Использование двух симметрично расположенных питателей одинакового сечения позволило создать условия для равномерного питания и затвердевания отливки, что гарантирует надежную связь отливок между собой.

Плавку металла проводили в вагранке производительностью 1,5 т/ч с использованием в шихте природнолегированного хромоникелевого чугуна. Содержание легирующих элементов в АЧС-2 должно быть в пределах Cr 0,2–0,4; Ni 0,2–0,4; Si 0,3–0,5; Ti 0,03–0,1. Отклонение по химсоставу является браковочным признаком.

При температуре заливки 1280–1300°C необходимо поддерживать скорость литья 0,7–1 м/мин. Возможно использование как непрерывного, так и циклического режима движения. Однако при непрерывном режиме движения скорость литья должна быть в пределах 0,5–0,7 м/мин.

Проведенные эксперименты позволили отлить опытную партию отливок двух типоразмеров. Механическая обработка и анализ качества заготовок показали полное соответствие отливок требованиям технических условий. Результаты конструктивной доработки машины использованы в проекте промышленной установки. Процесс непрерывного литья в сравнении с существующей заводской технологией обеспечивает увеличение выхода годного на 35–40%, снижение припусков на механическую обработку при лучшем качестве и существенном улучшении условий работы рабочих.

УДК 621.746.6

И.В.Земсков, канд. техн. наук,  
Е.Б.Демченко, мл. науч. сотр.,  
Г.И.Столярова, мл. науч. сотр.,  
В.Д.Тулъев, канд. техн. наук,  
Г.А.Гаранин, инженер (БПИ)

#### АНАЛИЗ И ОТРАБОТКА КОНСТРУКЦИЙ УЗЛОВ ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЙ УСТАНОВКИ ВЕРТИКАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ\*

Работа проведена в литейном цехе Каунасского завода "Центролит" на примере получения непрерывным методом из чугуна марки СЧ21–40 гильзы цилиндров с геометрическими размерами  $D_{нар} = 0,125$  м,  $D_{вн} = 0,085$  м и  $H = 0,180$  м. Применялись песчаные стержни, изготовленные по технологии твердения жидкостекольной смеси в стержневом ящике при продувке углекислым газом.

Опытно-промышленная установка состоит из сварной металлоконструкции, на которой смонтированы все ее узлы (рис. 1). Сварная металлоконструкция или просто рама 4 имеет две площадки для обслуживания. Верхняя служит для размещения стержней и заливки металла в кристаллизатор, нижняя – для размещения пульта управления. На раме смонтированы механизм вытягивания 7, включающий двигатель постоянного тока, редуктор, ведущие и прижимные ролики, пневмоцилиндры прижимных роли-

---

\* Работа выполнена под руководством В.И.Тугова совместно с Липецким филиалом ВПТИ Литпром.

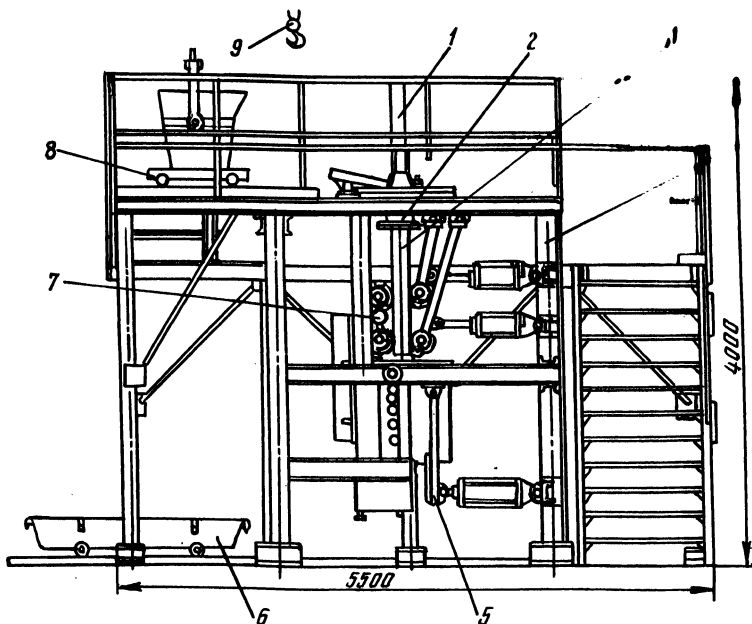


Рис. 1. Опытно-промышленная установка.

ков; кристаллизатор 2; направляющее 1 и затравочное 3 устройства; тележка 8 для подачи ковша с жидким металлом с плавильного пролета на установку; механизм подъема ковша 9, представляющий собой монорельс с тельфером грузоподъемностью 4900 Н; механизм отбивки отливок 5. Под установкой имеется тележка 6 для транспортировки готовых отливок в очистное отделение.

Механизм вытягивания должен обеспечивать надежное сцепление отливки с приводными роликами и точный, заданный режим ее движения. При проведении первых заливок установлено, что цилиндрические прижимные и ведущие ролики не обеспечивают необходимого сцепления отливки с роликами, в результате чего в процессе литья часто наблюдалась пробуксовка роликов. Для устранения этого профиль роликов был выполнен в форме желоба с технологической накаткой на рабочей поверхности. К конструктивному недостатку механизма вытягивания относится отсутствие регулировочных устройств для сбросного выставления роликов относительно технологической оси. Предусмотренная регулировка шайбами-прокладками малоэффективна и трудоемка.

Существенным конструктивным недостатком механизма вытягивания является отсутствие тормоза на валу электродвигателя, так как инерционное движение ротора электродвигателя не позволяет точно соблюдать заданный режим движения отливки. К числу главных требований, предъявляемых к кристаллизаторам машин непрерывного литья, следует отнести постоянство размеров рабочей втулки, простоту обслуживания и надежность в работе. Первоначально была проанализирована работа кристаллизатора с водяной рубашкой толщиной 0,020 м, подвод и отвод воды из которой осуществлялся по патрубкам с внутренним диаметром 0,025 м. Крепился этот кристаллизатор верхним фланцем к плите установки. Значительная толщина водяной рубашки и подача в нее воды без распределительных устройств прямо из трубы способствуют появлению в водяной рубашке застойных зон, в которых практически не происходит циркуляция воды, что приводит к местным перегревам рабочей втулки, являющимся причиной появления термических напряжений. Этому также способствует небольшая скорость протекания воды, равная в данном случае 0,17 м/с при давлении в сети  $P = 3 \cdot 10^5$  Па. Как показали замеры рабочей втулки катализатора, ее коробление превышает допустимые значения уже после 2–3 заливок. К другому недостатку конструкции следует отнести трудоемкость ее обслуживания, вызванную креплением кристаллизатора снизу к толстой массивной плите. Для устранения отмеченных недостатков конструкция кристаллизатора и способ его закрепления на установке были изменены следующим образом. Кристаллизатор установлен сверху на плите, что удобно для выставления его по технологической оси. Подвод и отвод воды в водяную рубашку осуществляется через промежуточные емкости–коллекторы, которые служат для равномерного распределения воды. Для увеличения скорости протекания воды диаметр патрубка увеличен до 0,05 м, а толщина водяной рубашки уменьшена до 0,004 м. Скорость протекания воды в водяной рубашке возросла до 1,6 м/с. Направляющее устройство должно обеспечивать точное направление песчаных стержней в кристаллизатор, исключаяющее их перекосы. Сначала направляющее устройство было выполнено в виде трубы длиной 0,80 м. Она крепилась к кристаллизатору при помощи трех стоек. Основным недостатком такой конструкции является трудность первоначальной установки стержней в длинную направляющую трубу. Часто наблюдались случаи, когда знаковые части стержней, находящихся в направляющей трубе, не совпадали, что приводило к перекосу стержней и прекраще-

нию процесса литья. Этому недостатка лишена разработанная конструкция направляющего устройства, которая состоит из трех коротких труб длиной 0,20 м каждая. Эти трубы взаимно фиксируются друг с другом с помощью выступов и проточек. В стенках труб имеются окна, служащие для контроля сборки стержней. К верхней трубе в целях сохранения прежней высоты прикреплены три направляющие планки. Собранный направляющий механизм устанавливается на выступающий буртик кристаллизатора.

К основным требованиям, предъявляемым к затравочным устройствам, относятся надежность сцепления отливки с затравочной головкой и простота его обслуживания. Затравочное устройство состоит из трубы, к которой при помощи клина крепится затравочная головка. Для прикрепления отливки к затравочной головке используются затравочные болты. Такая конструкция затравочного устройства имеет следующие недостатки: первая отливка или ее часть идет на переплавку, так как затравочные болты не расплавляются в ней; кроме того, приваривание гаек к затравочным болтам создает трудность отсоединения готовой отливки от затравочной головки. Этим недостаткам лишена конструкция затравочной головки, в которой функцию затравочных болтов выполняют два Т-образных углубления. Закрепление отливки к затравочной головке осуществляется металлом, затвердевшим в этих углублениях. При такой конструкции отпадает надобность в изготовлении затравочных болтов и упрощается отделение отливки от затравочной головки.

Проделанная работа позволила выявить недостатки в конструкциях узлов опытно-промышленной установки, провести доработку ее узлов и определить их конструктивные особенности, необходимые при создании промышленного образца установки.

В.И.Тугов, канд. техн. наук,  
 В.А.Гринберг, канд. техн. наук,  
 В.С.Скотаренко, инженер,  
 Е.В.Пустовалов, инженер,  
 В.К.Ханин, инженер,  
 Н.А.Сенькин, канд. техн. наук (БПИ)

## ТЕПЛОВЫЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ГОРИЗОНТАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЧУГУНА

Разработка технологии современных высокопроизводительных процессов получения литых заготовок требует проведения теоретического анализа, получения расчетных зависимостей, связывающих между собой основные параметры, характеризующие процесс. Одним из таких процессов является горизонтальное непрерывное литье чугуна, получающее в последние годы все большее развитие.

В результате решения дифференциального уравнения теплового баланса системы жидкий металл - затвердевшая часть отливки - окружающая среда для бесконечного цилиндра получено уравнение:

$$\begin{aligned}
 t - t_0 = & \frac{1}{a} \left\{ \frac{\lambda}{\alpha} \left[ \frac{r + 2r_{\text{пер}}}{cv_{\text{кр}}} + \frac{1}{n+1} + \frac{n\lambda}{\alpha R(n+1)(n+2)} \right] \times \right. \\
 \times (\xi - \xi_0) & + \frac{1}{2n} \left[ \frac{r + 2r_{\text{пер}}}{cv_{\text{кр}}} + \frac{1}{n+1} - \frac{n\lambda}{\alpha R} (r + 6r_{\text{пер}}) - \right. \\
 - \frac{\lambda}{\alpha R(n+1)(n+2)} & \left. \left. \right] (\xi^2 - \xi_0^2) - \frac{1}{3Rn} \left[ \frac{r + 6r_{\text{пер}}}{cv_{\text{кр}}} - \right. \right. \\
 - \frac{6r_{\text{пер}}}{cv_{\text{кр}}} \cdot \frac{n\lambda}{\alpha R} & + \frac{2}{(n+1)(n+2)} \left. \left. \right] (\xi^3 - \xi_0^3) + \right. \\
 + \frac{1}{2R^2} \cdot \frac{r_{\text{пер}}}{cv_{\text{кр}}} & \left( \frac{3}{n} - \frac{\lambda}{\alpha R} \right) (\xi^4 - \xi_0^4) - \frac{2}{5R^3 n} \cdot \frac{r_{\text{пер}}}{cv_{\text{кр}}} \times (\xi^5 - \\
 - \xi_0^5) - \frac{n}{n+1} & \left( \frac{\lambda}{\alpha} \right)^2 \left( 1 + \frac{n}{n+2} \cdot \frac{\lambda}{\alpha R} \right) \ln \frac{\xi + \frac{n\lambda}{\alpha}}{\xi_0 + \frac{n\lambda}{\alpha}}, \quad (1)
 \end{aligned}$$

где  $t$  и  $t_0$  – текущее и начальное время затвердевания,  $a$  – коэффициент температуропроводности материала отливки;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности материала отливки;  $r$  – удельная теплота затвердевания;  $r_{\text{пер}}$  – удельная теплота перегрева;  $c$  – удельная теплоемкость материала отливки;  $v_{\text{кр}}$  – избыточная по отношению к температуре среды температура кристаллизации;  $n$  – показатель кривой распределения температур в затвердевшей корке;  $\xi$  и  $\xi_0$  – текущая и начальная толщина затвердевшей корки;  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи от поверхности отливки к окружающей среде;  $R$  – радиус отливки.

Уравнение (1) связывает между собой технологические параметры процесса, термодинамические свойства материала и условия охлаждения цилиндрической заготовки, получаемой методом горизонтального непрерывного литья.

Однако строгий аналитический расчет по формуле (1) невозможен из-за отсутствия надежных и достоверных сведений о коэффициенте теплопередачи  $\alpha$ . Значение этого коэффициента было получено при обработке экспериментальных данных по теплово-вому режиму процесса.

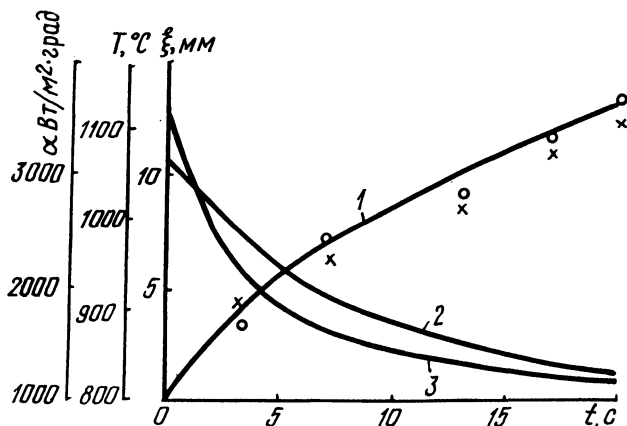
В работе исследовано изменение температуры жидкого чугуна в металлоприемнике при температуре заливаемого металла  $1340^\circ\text{C}$  и различных размерах порции заливаемого металла.

После заливки свежей порции чугуна наблюдается резкий подъем температуры. Максимальное значение температуры определяется размером порции и температурой заливаемого металла. При увеличении размера порции с 0,5 до 1 т максимальная температура увеличивается с  $1250$  до  $1300^\circ\text{C}$ . В дальнейшем температура металла быстро падает и стабилизируется вплоть до заливки новой порции металла на определенном уровне, несколько превышающем температуру начала затвердевания. Установлено, что размер порции и температура заливаемого металла влияют только на время стабилизации температуры и практически не влияют на ее численное значение. Тепловой режим процесса в пределах кристаллизатора в значительной степени определяет технологические параметры.

Результаты расчета для отливки диаметром 100 мм представлены на рис. 1 в виде зависимости от времени формирования толщины затвердевшей корки  $\xi$  (кривая 1), коэффициента теплопередачи  $\alpha$  (кривая 2), температуры поверхности отливки  $T_{\text{п}}$  (кривая 3). Экспериментальные значения толщины затвердевшей корки, полученные методом выливания, показаны кружками для боковой образующей и крестиками – для верхней образую-

Таблица 1.

Диаметр отливки, мм	50	100	150	200	250
Длина охлаждаемой части кристаллизатора, мм	80-150	150-200	200-250	200-300	250-350
Толщина корки на выходе из кристаллизатора, мм	5-10	8-15	10-18	16-25	20-30
Скорость литья, м/мин	0,5-1,5	0,4-0,9	0,3-0,7	0,2-0,5	0,15-0,3

Рис. 1. Зависимость  $\xi$  (1),  $\alpha$  (2) и  $T_p$  (3) от времени формирования в кристаллизаторе заготовки диаметром 100 мм.

щей отливки. Некоторые отклонения экспериментальных точек для верхней образующей от расчетной кривой объясняются большим влиянием на кинетику затвердевания перегрева металла и зазора между отливкой и кристаллизатором.

Анализ расчетных и экспериментальных данных позволил определить реально допустимые пределы изменения основных технологических параметров процесса для заготовок различных диаметров, которые приведены в табл. 1.



Э.А.Гурвич, канд. техн. наук,  
Н.П.Жвавый, аспирант (БПИ).

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ В КОКИЛЬ

Получение чугунных отливок в кокиле без отбела возможно путем создания искусственного воздушного зазора. Однако этот метод приемлем для получения отливок простой конфигурации. Расширяя границы применения данного метода, необходимо использовать модифицирование чугуна перед заливкой в кокиль. Ввиду того что модифицирование дает наибольший эффект при больших скоростях охлаждения чугуна применение метода модифицирования металла с последующим созданием оптимального искусственного воздушного зазора позволяет получать чугунные отливки сложной конфигурации в кокиле без отбела.

Исследования проводились на экспериментальной установке, состоящей из двух стальных плит размером 150 x 150 x 20 мм и позволяющей изменять величину искусственного воздушного зазора. Толщина отливки составила 10 мм, начальная температура кокиля  $T_{2\text{нач}} = 300^{\circ}\text{C}$ .

Для исследований применялся серый чугун, следующего химсостава: С = 3,3–3,5%; Mn = 0,6–0,9%; Si = 1,8–2,2%; Cr = 0,08–0,1%; Ni = 0,07–0,09%; P = 0,06–0,09%; S = 0,06–0,09%. Температура заливки металла составляла  $1320^{\circ}\text{C}$ . Модифицирование чугуна проводилось силикомишметаллом (СММ), содержащим 31,2% PЗМ, 48,7% Si, 4,7% Al, 15,4% Fe. Модификатор вводился в количествах: 0,05, 0,10, 0,20, 0,30% СММ перед заливкой в дозирочный ковш. Раскрытие кокиля с целью создания искусственного воздушного зазора производилось после заливки металла в форму через 8–20 с на величину от 2 до 10 мм.

Результаты исследований представлены на рис. 1. Кривая 1 показывает влияние количества модификатора на глубину отбела чугунной отливки, получаемой при литье в кокиль без создания искусственного воздушного зазора. При добавке в жидкий металл модификатора наблюдается резкое уменьшение глубины отбела чугуна. Так, если без зазора глубина отбела составляла 5 мм, то при введении в жидкий металл 0,05% СММ глубина отбела уменьшается до 1,5 мм. Однако дальнейшее увеличение количества модификатора незначительно влияет на глубину отбе-

ла чугуна. При введении в металл 0,2% СММ глубина отбела составляет 1 мм.

Кривые 2, 3, 4 показывают влияние количества модификатора на глубину отбела отливки, получаемой при литье в металлическую форму с созданием искусственного воздушного зазора, равного 2; 5; 10 мм соответственно.

При создании искусственного воздушного зазора величиной в 2 мм наблюдается заметное уменьшение глубины отбела.

Применение метода модифицирования жидкого металла с последующим созданием искусственного воздушного зазора между отливкой и кокилем позволило получить отливки без отбела (кривые 2, 3). Согласно экспериментальным данным, наиболее оптимальным является зазор, равный 2–5 мм при добавке в металл модификатора СММ в количестве 0,05–0,2% СММ. Дальнейшее увеличение количества модификатора приводит к снижению прочностных характеристик чугуна. При дальнейшем увеличении искусственного зазора до 10 мм снятие отбела не представляется возможным (кривая 4), так как в этом случае начинает оказывать существенное влияние конвективный теплообмен.

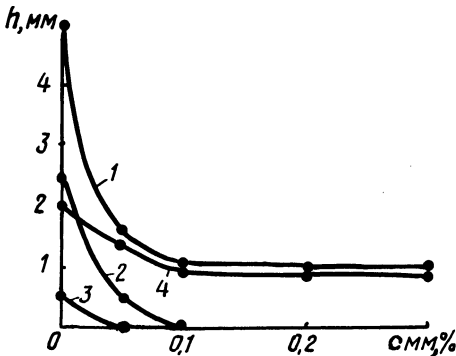


Рис. 1. Влияние количества модификатора на глубину отбела.

Изучение влияния величины воздушного зазора между отливкой и металлической формой на глубину отбела чугуна без модифицирования показало, что при искусственном зазоре 5 мм возможно получение отливки в кокиле с минимальным отбелом.

Таким образом, применяя комбинированный метод модифицирования металла с последующим созданием оптимального искусственного зазора, можно получить чугунные отливки без отбела при литье в металлические формы.

Е.В.Кравченко, канд. техн. наук,  
А.С.Калиниченко, канд. техн. наук,  
В.И.Волков, инженер (БПИ)

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК В КОМБИНИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМАХ

В условиях массового производства отливок из черных и цветных металлов и сплавов различных типоразмеров начинают находить применение комбинированные металлические формы, состоящие из основного кокиля и сменных вкладышей, соприкасающихся с одной стороны с внутренней поверхностью основного кокиля, с другой – с затвердевающим металлом отливки. Основной кокиль при этом может быть охлаждаемым и неохлаждаемым. Наличие вкладышей в комбинированном кокиле делает безопасным применение водяного охлаждения. Такие кокили с быстросменными вкладышами имеют ряд преимуществ по сравнению с однослойными.

Применение комбинированных форм, которые можно отнести к многослойным, позволяет существенно повысить стойкость основного кокиля, так как вкладыши берут на себя основную термическую и иную нагрузку, предохраняя тем самым форму от разрушений. Для изготовления вкладышей может быть использована легированная сталь, а также чугун, который в обычных кокилях, охлаждаемых водой, отличается невысокой стойкостью. Благоприятно сказывается на формировании отливки наличие дополнительного термического сопротивления, которым обладает зазор между основным кокилем и вкладышами. Благодаря этому обеспечивается более высокая начальная температура вкладыша что особенно важно при литье тонкостенных изделий.

С целью получения качественных чугунных отливок без отбела наряду со сменными вкладышами рекомендуется использовать способ раннего раскрытия форм.

В качестве примера на рис. 1 приведены экспериментальные температурные кривые неохлаждаемого кокиля. Толщина стенки кокиля составляла 20 мм, вкладышей 10 мм, толщина отливки – 20 мм. Начальная температура кокиля составляла 240<sup>0</sup>С, температура заливаемого металла – 1300–1320<sup>0</sup>С. Полуформы основного кокиля стальные, вкладыши изготовлены из серого чугуна. Температурные поля в кокиле снимались с помощью потенциометра КСП-2-005 и хромель-алюмелевых термопар, за-

чеканенных по сечению кокиля. Кривая 1 соответствует температуре на расстоянии 1,8 мм от рабочей поверхности; 2 – температуре на расстоянии 3,5 мм от рабочей поверхности; 3 – температуре на расстоянии 1 мм от поверхности контакта “вкладыш – кокиль”.

Из графика видно, что кривая температуры сначала резко поднимается, а затем имеет пологий участок, что свидетельствует об образовании естественного газового зазора. Интенсивность теплообмена между отливкой и кокилем в этот момент снижается. Характер наклона кривой на пологом участке определяется степенью интенсивности теплообмена на границе отливка – кокиль и зависит от величины газового зазора. После образования естественного зазора полуформы кокиля раздвигались.

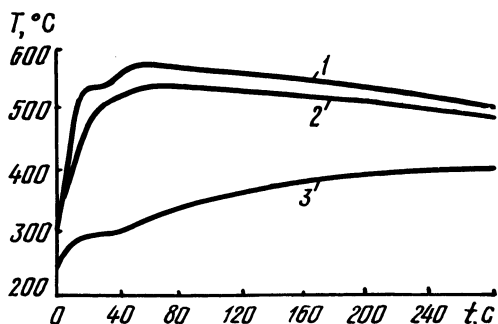


Рис. 1. Температурное поле комбинированной формы.

Температура кокиля в месте контакта с вкладышами (кривая 3) вначале поднимается более резко, а затем незначительно изменяется в течение 30 с, после чего вновь наблюдается разогрев. Такой характер изменения температуры объясняется образованием зазора между вкладышем и полуформой кокиля вследствие их деформаций.

Наличие зазора между вкладышем и полуформой способствует уменьшению перепадов температур в стенке кокиля и повышению тем самым его стойкости. Для повышения эксплуатационных свойств чугуновых вкладышей применялось алитирование их рабочей поверхности. Результаты испытаний показывают, что жаростойкость вкладышей с алитированной рабочей поверхностью при температурах 800–900 $^{\circ}\text{C}$  повышается в 1,7–2,5 раза.

Проведенные исследования подтверждают целесообразность применения для отливок однотипных деталей комбинированного кокиля со сменными вкладышами. В результате экспериментов на литейном участке Шебекинского химзавода получены отливки

различных типоразмеров из серого чугуна с мелкозернистой структурой без отбела поверхностных слоев взамен ранее применяемой технологии получения этих отливок в землю.

УДК 621.746.6

В.А.Антонов, инженер,  
 Э.А.Гурвич, канд. техн. наук,  
 Р.И.Есьман, канд. техн. наук,  
 Н.П.Жмакин, канд. техн. наук,  
 Н.П.Кеда, канд. физ.-мат. наук (БПИ)

### РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВКИ В ПРЕСС-ФОРМЕ ПРИ НЕСИММЕТРИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ТЕПЛООБМЕНА

В работе предлагается численное решение несимметричной задачи затвердевания и охлаждения отливки в пресс-форме.

Введем декартову систему координат с центром на оси отливки. Направим перпендикулярно к ней ось  $Ox$ , на которой отрезок  $[a_1, -a_0]$  соответствует подвижной полуформе,  $[a_0, b]$  - неподвижной полуформе,  $[-a_0, a_0]$  - отливке (рис. 1).

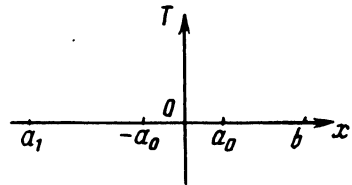


Рис. 1. Расчетная схема.

Температурное поле отливки и формы описывается дифференциальным уравнением теплопроводности с соответствующими краевыми условиями. В безразмерных переменных исходные уравнения, граничные и начальные условия запишутся в виде:

$$\left\{ \begin{array}{l} d^2 c_1(u) \rho_1(u) \frac{\partial u}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial y} \left[ \lambda_1(u) \frac{\partial u}{\partial y} \right]; -\frac{a_0}{d} \leq y \leq \frac{a_0}{d}; \\ d^2 c_2(u) \rho_2(u) \frac{\partial u}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial y} \left[ \lambda_2(u) \frac{\partial u}{\partial y} \right]; \frac{a_1}{d} \leq y \leq -\frac{a_0}{d}; \\ \frac{a_0}{d} \leq y \leq \frac{b}{d}; \end{array} \right. \quad (1)$$

$$-\lambda_2(u) \frac{\partial u}{\partial y} = du \varphi(u); y = \frac{a_1}{d}, \frac{b}{d}; \quad (2)$$

$$-\lambda_1(u) \frac{\partial u}{\partial y} = \lambda_2(u) \frac{u}{y}; y = -\frac{a_0}{d}; \frac{a_0}{d}; \quad (3)$$

$$u^{10} \text{ при } y \in \left[-\frac{a_0}{d}; \frac{a_0}{d}\right]$$

$$u(y, 0) = u^{20} \text{ при } y \in \left[\frac{a_1}{d}; -\frac{a_0}{d}\right] U \left(\frac{a_0}{d}, \frac{b}{d}\right), \quad (4)$$

где  $u = \frac{T - T_0}{T_0}$ ;  $d = \max(-a_1, b)$ ;  $\varphi(u) = \alpha + \epsilon \sigma T_0^3 (u + 2)[(u + 1)^2 + 1]$ ;  $u^{10} = \frac{T_{10} - T_0}{T_0}$ ;  $u^{20} = \frac{T_{20} - T_0}{T_0}$ ;  $T$  -

текущая температура;  $T_0$  - температура среды;  $\alpha$  - коэффициент теплоотдачи;  $\epsilon$  - степень черноты (различна на поверхностях полуформ);  $\sigma$  - коэффициент излучения абсолютно черного тела.

Для численного решения этой задачи разделим отрезок  $\left[\frac{a_1}{d}, -\frac{a_0}{d}\right]$  на  $n_0$  равных частей;  $\left[-\frac{a_0}{d}, \frac{a_0}{d}\right]$  на  $n_1 = 2m$ ;  $\left[\frac{a_0}{d}, \frac{b}{d}\right]$  на  $n_0$  равных частей и введем обозначения:

$$h = \frac{-a_0 - a_1}{n_0 d}; h_0 = \frac{a_0}{md}; h' = \frac{b_1 - a_0}{n_2 d};$$

$$N_0 = n_0 + n_1; N = n_0 + n_1 + n_2.$$

На отрезке  $\left[\frac{a_1}{d}, \frac{b}{d}\right]$  оси  $Ox$  получим неравномерную сетку  $\{x_k (k = \overline{0, N}); x_{k+1} = x_k + h_k\}$ , причем

$$h_k = \begin{cases} h_0, & k = \overline{0, n_0 - 1} \\ h_1, & k = \overline{n_0, N_0 - 1} \\ h', & k = \overline{N_0, N - 1}, \end{cases}$$

представляющую возможность экономичного счета при различных соотношениях геометрических размеров отливки и составляющих формы.

Заменим задачу конечно-разностным аналогом на четырехточечном шаблоне (рис. 2):

$$d_{i_k}^{2, k+\frac{1}{2}} \rho_{i_k}^{k+\frac{1}{2}} \frac{u_k^{l+1} - u_k^l}{\tau} = \frac{2}{h_k + h_{k+1}} \left( \lambda_{i_{k+\frac{1}{2}}}^{l+1} \frac{u_{k+1}^{l+1} - u_k^{l+1}}{h_{k+\frac{1}{2}}} - \lambda_{i_{k-\frac{1}{2}}}^{l+1} \frac{u_k^{l+1} - u_{k-1}^{l+1}}{h_{k-\frac{1}{2}}} \right); \quad k = 1, N-1; \quad k \neq n_0, N_0;$$

$$- \lambda_{2, k+\frac{1}{2}}^{l+1} \frac{u_{k+1}^{l+1} - u_k^{l+1}}{h_k} = d_{2, k+\frac{1}{2}} \frac{u_k^{l+1} + u_{k+1}^{l+1}}{2} \left( \frac{u_k^{l+1} + u_{k+1}^{l+1}}{2} \right),$$

$$k = \overline{0, N-1}; \quad \lambda_{2, n_0-\frac{1}{2}}^{l+1} \frac{u_{n_0}^{l+1} - u_{n_0-1}^{l+1}}{h^0} = \lambda_{1, n_0+\frac{1}{2}}^{l+1} \times$$

$$x \frac{u_{n_0+1}^{l+1} - u_{n_0}^{l+1}}{h^0}; \quad \lambda_{1, N_0-\frac{1}{2}}^{l+1} \frac{u_{N_0}^{l+1} - u_{N_0-1}^{l+1}}{h^0} = \lambda_{2, N_0+\frac{1}{2}}^{l+1} \times$$

$$x \frac{u_{N_0+1}^{l+1} - u_{N_0}^{l+1}}{h'}; \quad u_k^0 = \begin{cases} u^{10}, & k = \overline{n_0, N_0} \\ u^{20}, & k = \overline{0, n_0-1, N_0+1, N} \end{cases}$$

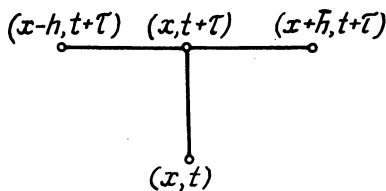


Рис. 2. Четырехточечный шаблон.

Здесь через  $u_k^l$  обозначено значение температуры в узле с номером "к" и в момент времени  $\tau l$  ( $l = 0, 1, 2 \dots$ ), теплофизические коэффициенты  $c_k, \rho_k, \lambda_k$  вычисляются по значениям температуры  $u = T_0 (u_k^l + 1)$ , а  $\lambda_{k+\frac{1}{2}}^l$  - по значению температуры, равному среднему арифметическому температур в узлах с номерами  $k$  и  $(k+1)$ .

Получили систему  $N + 1$  нелинейных уравнений относительно неизвестных  $u_k^{1+1}$  ( $k = \overline{0, N}$ ). Ее можно решить методом итераций, взяв за начальное приближение решение на предыдущем временном слое. Если же теплофизические коэффициенты и функцию  $\varphi(u)$  вычислять на предыдущем слое, то система будет линейной и может быть решена методом прогонки [1]. В данной задаче прямая прогонка начинается с вычисления прогоночных коэффициентов из уравнения для первого узла в точке  $x_0 = \frac{a_1}{d}$ , а обратная прогонка — с вычисления значения температуры  $u_k^{1+1}$  в узле  $x_N = \frac{b}{d}$ .

По данному алгоритму разработана ФОРТРАН-программа, а вычисления при различных тепловых и геометрических параметрах проведены на ЭВМ "БЭСМ-6".

По результатам расчетов были построены номограммы циклов процесса при различных сочетаниях толщин отливки и пресс-формы в зависимости от начальной температуры формирующей поверхности пресс-формы, интенсивности теплообмена на внешней поверхности и удаления каналов охлаждения от рабочей поверхности пресс-формы. На рис. 3 дан пример такой номограм-

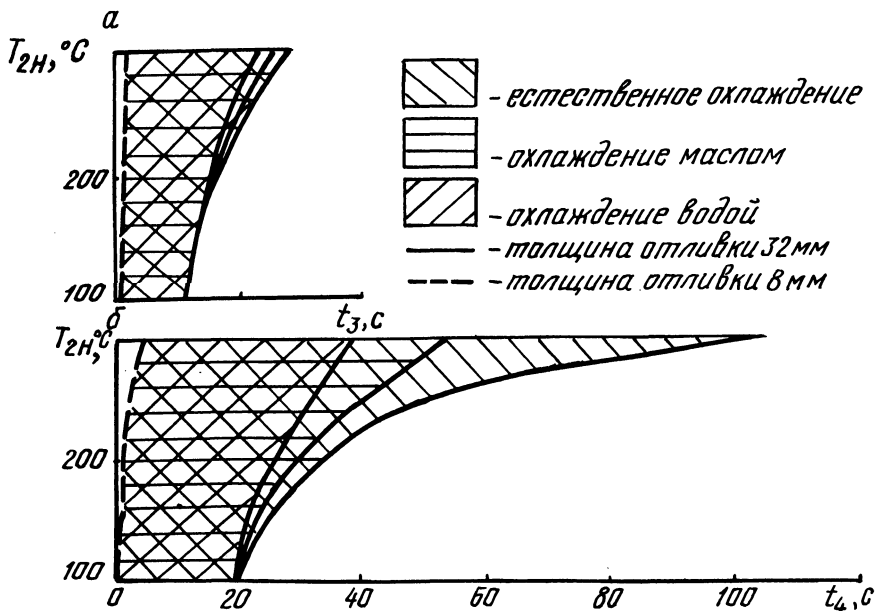


Рис. 3. Номограмма для определения времени затвердевания (а) и охлаждения (б) отливки в пресс-форме.



мы для определения времени затвердевания и охлаждения отливки из сплава АЛ4 в стальной пресс-форме с толщиной стенки 30 мм, покрытой со стороны рабочей поверхности смазкой с термической проводимостью  $0,5 \cdot 10^5$  Вт/(м·К). Толщина отливок на номограмме изменяется в пределах от 8 до 32 мм. Начальная температура варьируется от 100 до 300°C, температура заливаемого металла - 630°C, температура выбивки отливки - 450°C, коэффициенты теплоотдачи на поверхности охлаждающих каналов или на внешней поверхности пресс-формы (в случае естественного охлаждения) соответствуют: охлаждению водой, маслом и естественному охлаждению.

Анализ расчетов на ЭВМ показал, что с увеличением начальной температуры формирующей поверхности длительность технологического цикла отливки возрастает. Чем больше интенсивность охлаждения на поверхности каналов и на внешней поверхности пресс-формы, тем меньше сказывается это влияние. Увеличение толщины отливки требует снижения уровня начальной температуры для выравнивания процесса затвердевания и охлаждения разных по толщине элементов сложной отливки. Увеличением толщины формы можно практически свести на нет влияние принудительного охлаждения на цикл затвердевания, независимо от начальной температуры пресс-формы.

Данные номограммы можно широко использовать при конструировании пресс-форм для литья под давлением сложных отливок. Они позволяют правильно выбрать места расположения каналов охлаждения, теплоносители и послужить исходными для выбора оптимальных параметров при автоматизации процесса.

#### Литература

1. Самарский А.А. Введение в теорию разностных схем. - М.: Наука, 1971. - 506 с.

УДК 621.746.6

Р.И.Есьман, канд. техн. наук,  
В.А.Антонов, инженер (БПИ)

#### РЕШЕНИЕ ДВУМЕРНОЙ ЗАДАЧИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ОХЛАЖДЕНИЯ ОТЛИВКИ В ПРЕСС-ФОРМЕ НА ЭВМ

Температурное поле потока жидкого металла в процессе заполнения пресс-формы определяется гидродинамикой впрыска и прессования, а также условиями теплоотдачи на поверхности

пресс-формы. Эксперименты показывают, что по окончании заполнения пресс-формы расплав имеет неравномерную температуру по длине отливки, причем в сечении вблизи литника температура близка к температуре заливки  $T_{\text{зал}}$ , а в конечном сечении может приближаться к температуре кристаллизации  $T_{\text{кр}}$ . Для изучения проблемы подпрессовки, а именно с целью определения момента включения мультипликатора, а также времени раскрытия пресс-формы, необходимо знать тепловой режим охлаждения и затвердевания отливки с момента заполнения пресс-формы.

Рассмотрим режим охлаждения плоской неограниченной длины отливки прямоугольного поперечного сечения в пресс-форме с равномерной толщиной стенок (рис. 1). Поместим начало координат в начальном сечении, ось  $y$  направим по геометрической оси, а ось  $x$  поперек отливки. Тогда задача сводится к решению уравнений:

$$\begin{aligned} c_1 \rho_1 \frac{\partial T_1}{\partial t} &= \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial y} \right), \quad 0 \leq y \leq a_1; \\ c_2 \rho_2 \frac{\partial T_1}{\partial t} &= \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda_2 \frac{\partial T_1}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial y} \right), \quad a_1 \leq y \leq a_2 \end{aligned} \quad (1)$$

при условиях идеальности контакта отливки и формы

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial y} = \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial y}, \quad T_1 = T_2$$

и конвективного теплообмена на поверхности формы

$$-\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial y} = \alpha (T_2 - T_0).$$

На оси  $x$  имеет условие симметрии  $\partial T_1 / \partial x = 0$  при  $x = 0$ .

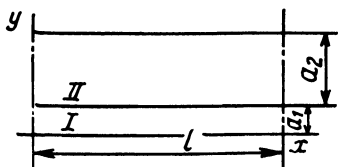


Рис. 1. Расчетная область.

Начальные условия, соответствующие моменту заполнения формы, могут быть определены либо экспериментально, либо теоретически из решения уравнений движения и энергии жидкого металла при его заполнении полости формы. Пользуясь результатами, полученными при приближенном решении гидродинамической задачи [1] и предполагая постоянство температуры по се-

чению расплава в момент окончания заполнения полости, формируем начальное условие для отливки в виде

$$T_1 = T_{\text{зал}} - \frac{\sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2} (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}) x}{a_1 c_1 \rho_1 \sqrt{\pi \nu (1-x)}} \quad \text{при } t = 0, \quad (3)$$

где  $\nu$  – средняя скорость заполнения полости формы металлом.

Температуру внутри формы в начальный момент принимаем изменяющейся по линейному закону от значения (3) до температуры окружающей среды,  $T_0$ . Теплофизические характеристики вводим переменными ( $\lambda, c, \rho = \varphi(T)$ ).

Для решения задачи применяем метод сеток. Введем в областях I и II равномерные сетки. Для этого разобьем отрезок  $(0, a_1)$  и отрезки  $(0, 1)$ ,  $(a_1, 1)$  соответственно на  $N_1, M_1, M_2$  равных частей с шагами  $h_x = 1/N$  по горизонтали и  $h_{y_1} = a_1/M_1$  и  $h_{y_2} = (1 - a_1)/M_2$  по вертикали. Для конечно-разностной аппроксимации производных на сетке используем шеститочечную неявную схему. Решение уравнений (1)–(3) производится методом переменных направлений.

Анализ результатов показывает, что независимо от толщины отливки поле температур в процессе охлаждения носит двумерный характер. Причем с течением времени закономерность в распределении температур по сечению отливки неодинакова. Начальное поле формируется по условиям впрыска в пресс-форму. В этот момент градиент температур по длине отливки наибольший. Величина его возрастает с увеличением толщины отливки  $2a_1$ . Так, при  $2a_1 = 0,003$  м перепад температур  $\Delta T$  на длине  $l = 0,3$  м составляет несколько больше  $100^\circ$ , в то время как при  $2a_1 = 0,008$  м величина  $\Delta T$  на той же длине равна  $50^\circ$ .

Расчеты показывают, что на конечном участке отливки фазовый переход происходит в период  $0,1-0,23$  с при  $2a_1 = 0,003$  м и в период  $0,8-1,8$  с при  $2a_1 = 0,008$  м; соответствующие моменты времени на начальном участке имеют значения  $0,25-0,5$  с и  $1,2-2,4$  с. Длительность фазового перехода возрастает от периферийных участков к началу отливки. Анализ законов изменения температуры в охлаждаемой отливке по различным направлениям показывает, что поперечные усредненные градиенты температур превосходят соответствующие продольные величины в  $80-100$  раз в начальный период охлаждения и в  $500-1000$  раз в период кристаллизации. Здесь большие числа соответствуют большей толщине отливки. В связи с этим потоки тепла

вдоль оси пренебрежимо малы по сравнению с потоками тепла к стенке пресс-формы. Для расчета процесса затвердевания с достаточной точностью в каждом поперечном сечении отливки может быть использована одномерная модель теплопроводности. Предполагаемый метод расчета на основе двумерной модели теплопроводности предназначен для анализа неравномерности охлаждения отливки по длине с учетом характера впрыска и заполнения металлом пресс-формы.

#### Литература

1. Вейник А.И. Кокиль. - Минск: Наука и техника, 1972. - 350 с.

УДК 621.746

Р.Н.Худокормова, канд. техн. наук,  
В.А.Гринберг, канд. техн. наук,  
А.Н.Крутилин, мл. науч. сотр.,  
И.М.Кривошеев, студент (БПИ)

#### ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ПРИСАДОК НА ПРОЦЕСС СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В БЫСТРООХЛАЖДАЕМОМ СЕРОМ ЧУГУНЕ

В отливках из серого чугуна, полученных методом непрерывного литья, структура неоднородна по сечению и находится в большой зависимости от скорости охлаждения. Литературные данные о роли легирующих добавок в формировании структуры серых чугунов весьма противоречивы. Вероятно, это связано со специфическими условиями охлаждения непрерывной отливки. Для устранения влияния на структуру случайных факторов исследования проводились по следующей методике. В специальные формы из шамота, установленные на водоохлаждаемую поверхность, заливали два образца. После определенного времени выдержки образцы снимались с плиты. Один из образцов охлаждали на воздухе, другой закаливали в воде. Этот метод пробных закалок позволил с достаточной степенью приближения имитировать процесс охлаждения затвердевающей отливки при непрерывном литье и дифференцированно изучить превращения, происходящие на разных этапах - затвердевание в кристаллизаторе и вне его.

В работе изучалось влияние Cu, Ni, Ti и Cr на структурообразование в сером чугуне. Чугун содержал 3,2% С, 1,6% Si;

0,6% Mn; 0,08% S; 0,15% P. Элементы вводились в количестве: Cu - 0,2, 0,4, 0,5%; Ni - 0,1, 0,3, 0,5%; Ti - 0,02, 0,06, 0,1%; Cr - 0,1, 0,3, 0,5%. В исследуемых чугунах увеличение количества введенной меди от 0,2 до 0,5% приводит к повышению степени отбеленности в поверхностном слое, к значительному снижению количества графита и изменению его формы от вермикулярной до компактной. Вторая зона представляет собой зону феррита с междендритным графитом. Ширина обеих зон увеличена. Это объясняется тем, что медь как поверхностно активный элемент в серых чугунах обогащает собой межфазную границу. Созданный сорбционный слой препятствует развитию процесса графитообразования в быстроохлаждаемых поверхностных слоях отливки. Обогащение углеродом расплава и значительное переохлаждение последнего способствуют образованию цементитной эвтектики и повышению компактности графита тем в большей мере, чем выше легированность чугуна медью. При введении в исследуемый чугун 0,5% Cu наблюдается максимальная степень отбеленности.

Аналогично влияние, хотя и в меньшей мере, другого поверхностно активного в серых чугунах элемента - никеля. Поскольку никель повышает температуру эвтектического интервала, то в присутствии никеля жидкая фаза переохлаждается слабее, чем в медистых чугунах. Это приводит к весьма незначительному отбелу никелевых чугунов. Если отбеленный слой в медистом чугуне с добавкой 0,5% Cu простирается на глубину до 7 мм, то при добавке 0,5% Ni отбеленный слой имеет толщину 3,5 мм.

Титан при небольших добавках (0,02%) способствует графитообразованию в быстроохлаждаемом поверхностном слое путем образования нитридов титана, являющихся подложками для кристаллизации графита. Поэтому, несмотря на большую скорость охлаждения, в поверхностной зоне степень отбеленности мала. При больших добавках (0,1%) титана наряду с графитообразующим эффектом в области эвтектических температур отмечается процесс образования карбидов титана. В результате расплав, обедненный углеродом, сильно переохлаждается, вызывая высокий отбел. Титан, растворяясь в аустените, обезуглероживает и одновременно повышает устойчивость последнего против распада в области эвтектидных температур. Вследствие этого в титановых чугунах формируется матрица с повышенной долей квази-перлита по сравнению с другими чугунами.

Хром как сильный карбидообразователь при больших добавках (0,3; 0,5%) способствует отбелу в широкой (6,5 мм) поверх-

ностной зоне. Из-за высокой устойчивости хромистого аустенита чугуны с указанными добавками имеют более высокую твердость сравнительно с другими исследуемыми сплавами. При малой добавке хрома (0,1%) в узкой (0,7 мм) поверхностной зоне практически отсутствует отбел. Зона междендритного графита развита слабо. Твердость по сечению образцов сравнительно одинакова и соответствует 90–84 HRB.

В заключение следует отметить, что результаты исследования имеют в первую очередь сравнительный характер и позволяют оценить качественное и количественное влияние легирующих добавок. В реальных условиях уменьшение интенсивности охлаждения при образовании газового зазора в кристаллизаторе и последующий разогрев наружных слоев отливки за пределами кристаллизатора до температур 1000–1100°C позволяет полностью ликвидировать отбел даже при наличии в чугуне карбидообразующих элементов.

УДК 621.01

О.С.Комаров, канд. техн. наук (БПИ)

#### МЕТОДИКА РАСЧЕТА СТРУКТУРЫ КОКИЛЬНЫХ ОТЛИВОК ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

При разработке методики расчета изменения структуры по сечению отливок из серого чугуна, полученных в металлические формы, приняты следующие допущения: заливку формы считали мгновенной, предполагалось отсутствие корки отбела на поверхности отливки, отливка имеет форму плиты, размеры которой позволяют исключить влияние торцов, образование воздушного зазора между затвердевающей отливкой и формой не учитывали.

Разбивка на отдельные периоды приведена на рис. 1.

В ходе первого и второго (рис. 1, а, б) периодов температура прилегающего к форме слоя снижается вначале до температуры зарождения аустенита  $T_a$ , а затем аустенитно-графитной (А-Г) эвтектики  $T_{\text{э}}$ . В третьем периоде (рис. 1, в) она достигает температуры площадки кристаллизации, а в четвертом – заканчивается кристаллизация в этом слое (рис. 1, г). В пятом периоде (рис. 1, д) параллельно с ростом твердой корки наблюдается продвижение фронта охлаждения к центру отливки. В шестом – температура центральной зоны достигает  $T_a$  (рис. 1, е). В седьмом – фронт кристаллизации аустенита продвигается к

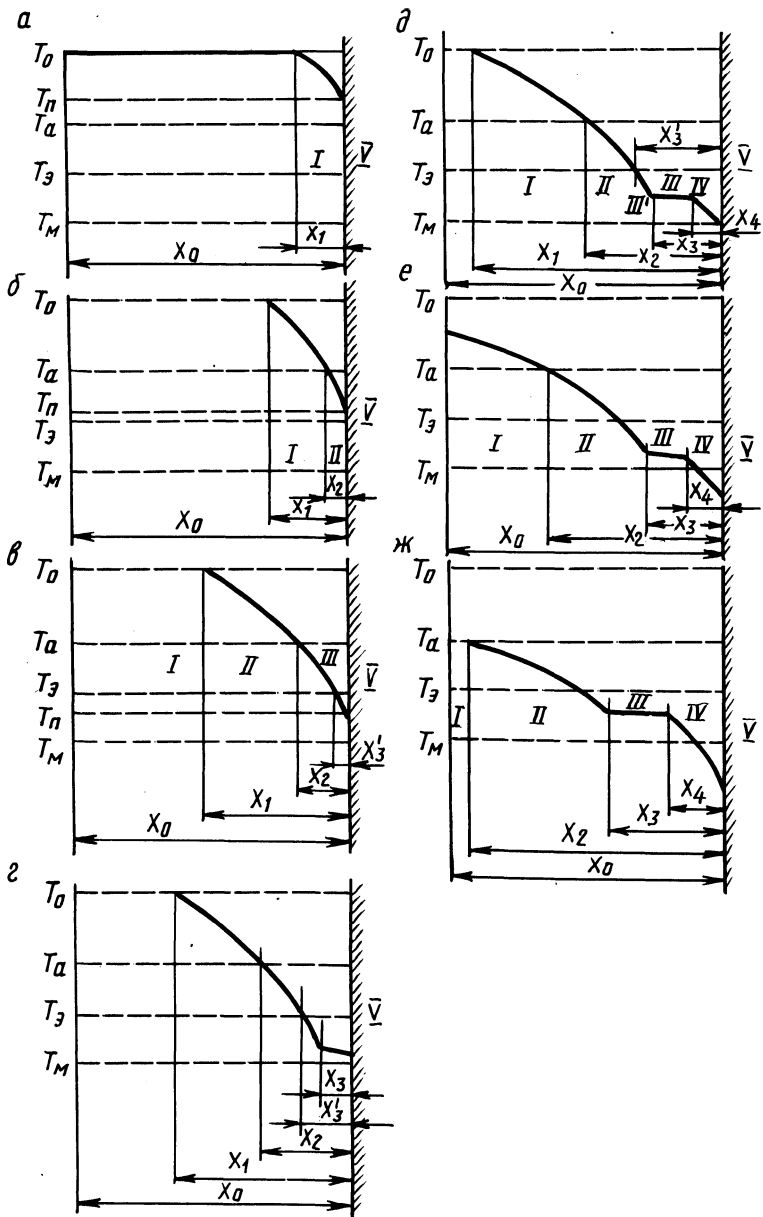


Рис. 1. Распределение температур в отливке для различных периодов кристаллизации.

центру (рис. 1, ж). В восьмом – температура центра снижается до  $T_{\text{э}}$ . В девятом – температура центра выходит на площадку кристаллизации эвтектики и в десятом – завершается рост А-Г колоний в центральной зоне отливки. Для трех последних периодов распределение температур на рис. 1 не показано.

На рис. 1 приняты обозначения: I – охлаждаемый расплав; II – зона кристаллизации аустенита; III – зона зарождения А-Г колоний; III – зона кристаллизации А-Г эвтектики; IV – твердая корка; V – форма.

Уравнение теплового баланса для четвертого периода включает следующие компоненты:

$$dQ_5 = dQ_{3\text{э}} + dQ_{3\text{ак}} + dQ_{3'\text{ак}} + dQ_{3\text{э}} + dQ_{2\text{а}} + dQ_{2\text{ак}} + dQ_1. \quad (1)$$

Это уравнение может быть приспособлено к каждому из периодов путем исключения соответствующих составляющих. В уравнении цифровые индексы указывают, к какой зоне относится составляющая; э – эвтектика; а – аустенит; ак – аккумулярованная (физическая) теплота;  $dQ_1$  – теплота, проводимая через зону I за счет разности температур;  $dQ_5$  – отводимая формой теплота:

$$dQ_1 = \lambda_{1\text{эф}} h \frac{T_0 - T_{\text{II}}}{x_1} F dt. \quad (2)$$

$$\text{Здесь } T_0 - T_{\text{II}} = \frac{T_0 - T_{05}}{1 + h\lambda_{1\text{эф}}/\alpha x_1},$$

где  $\lambda_{1\text{эф}}$  – эффективная теплопроводность расплава, учитывающая наличие конвективных потоков;  $h$  – показатель степени параболы;  $T_{05}$  – начальная температура формы;  $\alpha$  – коэффициенты теплопередачи;  $t$  – время;  $F$  – площадь плиты;  $T_0$  – начальная температура расплава;  $T_{\text{II}}$  – температура расплава вблизи поверхности отливка – форма,

$$dQ_{1\text{ак}} = \frac{1}{h+1} F \rho_1 c_1 (T_0 - T_{05}) \frac{1 + 2h\lambda_1/\alpha x_1}{(1 + h\lambda_1/\alpha x_1)^2} dx; \quad (3)$$

$$dQ_5 = \frac{F b_5 (T_{\text{II}} - T_{05}) dt}{\sqrt{\pi t}}, \quad (4)$$

где  $\rho$  и  $c$  – плотность и удельная теплоемкость;  $b_5$  – коэффициент тепловой активности формы.



Составляющая  $dQ_{2ак}$  рассчитывается по формуле, аналогичной (3), но вместо  $(T_0 - T_{05})$  необходимо подставить  $(T_0 - T_{II})$  и вместо  $X_1 - X_2$ . Для второго-пятого периодов  $dQ_1$  находится по (2), но  $T_0 - T_{II}$  следует заменить на  $T_0 - T_a$ , а  $X_1$  — на  $(X_1 - X_2)$ . В шестом периоде температура расплава снижается в интервале  $T_0 - T_a$ . В связи с этим

$$dQ_1 = F\rho_1 c_1 \frac{a_{эф}}{X_0^2} (T_0 - T_a) e^{-(h+1)(Fo - Fo_5)} (x_0 - x_2) dt - F\rho_1 c_1 \frac{1}{h+1} (T_0 - T_2) e^{-(h+1)(Fo - Fo_5)} dX_2 \quad (5)$$

где  $a_{эф}$  — эффективный коэффициент температуропроводности;  $Fo$  — критерий Фурье (безразмерное время).

Для второго периода  $dQ_{2a}$  можно найти по формуле

$$dQ_{2a} = \frac{FL_2 \rho_2 (T_a - T_{05})}{(h+1)(1 + h\lambda_1/\alpha X_2)} \left[ \frac{\Psi}{T_a - T_{\text{э}}} + \nu \frac{(1 + 2h\lambda_1/\alpha X_2)}{(1 + h\lambda_1/\alpha X_2)^2} \right] dX_2, \quad (6)$$

где  $\Psi$  — относительное количество твердой фазы при любой температуре в интервале  $T_a - T_{\text{э}}$ ;  $\nu = \frac{d\Psi}{dT}$  — темп кристаллизации, характеризующий неравномерность выделения аустенита в интервале  $T_a - T_{\text{э}}$ .

Начиная с третьего периода удобно объединять вместе  $dQ_{2a}$  и  $dQ_{2ак}$  и рассчитывать их сумму, используя  $c_{эф}$  — эффективную теплоемкость, учитывающую теплоту кристаллизации аустенита

$$dQ_{2a} + dQ_{2ак} = \frac{F\rho_2 c_{эф}}{h+1} \left[ T_a - T_{\text{э}} + \frac{1}{h+1} (T_{\text{э}} - T_{II}) \right] d \times (X_2 X_3'). \quad (7)$$

В третьем периоде в зоне III появляется А-Г эвтектика

$$dQ_{3'_{\text{э}}} = FL_{\text{э}} \rho_{\text{э}} X_3' dV_{\text{э}} + FL_{\text{э}} \rho_{\text{э}} V_{\text{э}} dX_3'. \quad (8)$$

Удельный объем, занимаемый эвтектикой  $V_{\text{э}}$ , может быть найден на основании уравнений кинетической теории кристаллизации

$$V_{\text{э}} = \frac{4}{3} \pi N_0 (dr/dt)^3 t^3 + 1 - \exp\left[\frac{\pi}{3} n_{\text{ср}} (dr/dt)^3 t^4\right], \quad (9)$$

где  $N_0$  — число готовых центров кристаллизации;  $n_{\text{ср}}$  — средняя

скорость зарождения новых центров;  $dr/dt$  - скорость роста ячеек эвтектики.

Средняя по объему переохлажденного относительно  $T_{\Theta}$  расплава скорость роста

$$\frac{dr}{dt} = \mu \sqrt{\frac{\lambda_1 (T_{\Theta} - T_{3'cp})}{2 L_{\Theta} \rho_{\Theta} t}}, \quad (10)$$

где  $\mu = \frac{T_p - T_M}{T_{\Theta} - T_M}$  - коэффициент, учитывающий снижение температуры расплава  $T_p$ , вызванное замедлением роста А-Г ячеек в связи с наличием в расплаве примесей.

Так как концентрация примесей возрастает с уменьшением коэффициента распределения  $K_D$  и скорости ее диффузии  $D$ , а также с увеличением скорости роста ячеек, то с физической точки зрения

$$\mu = B \frac{K_D}{1 - K_D} \frac{D}{dr/dt}, \quad (11)$$

где  $B$  - коэффициент пропорциональности.

Величина  $n_{cp}$ , входящая в (9), зависит от среднего значения переохлаждения в зоне III'

$$n_{cp} = n^*(\Delta T_{3'cp}) S, \quad (12)$$

где  $S$  - показатель степени;  $n^*$  - удельная скорость зарождения при переохлаждении на один градус

$$\begin{aligned} \Delta T_{3'cp} &= T_{\Theta} - T_{3'cp} = \frac{1}{h+1} (T_{\Theta} - T_{II}) = \\ &= \frac{T_{\Theta} - T_{05}}{(h+1)(1 + h\lambda_1 / \alpha X_{3'})}. \end{aligned} \quad (13)$$

Для четвертого-восьмого периодов

$$\Delta T_{3'cp} = \frac{1}{h+1} [T_{\Theta} - (1 - \mu)(T_{\Theta} - T_M)]; \quad (14)$$

$dQ_{3'ак}$  для третьего периода может быть рассчитана по формуле

$$dQ_{3'ак} = F \rho_1 c_1 X_3' d(\Delta T_{3'cp}) + F \rho_1 c_1 (\Delta T_{3'cp}) dX_3'. \quad (15)$$

В последующие периоды

$$dQ_{3'ак} = \frac{1}{h+1} F \rho_1 c_1 [T_{\Theta} - (1 - \mu)(T_{\Theta} - T_M)] d(X_3' - X_3). \quad (16)$$

Начиная с четвертого периода в уравнение теплового баланса входит  $dQ_{3\Theta}$ , которая может быть рассчитана по формуле, сходной с (8), но в выражение для расчета  $dr/dt$  (10) вместо

$T_{\Theta} - T_{3'cp}$  следует подставить  $T_{\Theta} - (1 - \mu)(T_{\Theta} - T_M)$ . Кроме того, начиная с пятого периода необходимо скорректировать выражение (12) для расчета средней скорости зарождения центров кристаллизации. На рис. 2 схематически показано распределение температур для некоторых последовательно возрастающих моментов времени  $t' < t'' < t'''$ . Условно принят прямолинейный характер изменения температуры в зоне III. В слое, удаленном от границы отливка-форма на расстояние  $X_3$ , в момент  $t''$  наблюдается максимальное переохлаждение. Независимо от характера

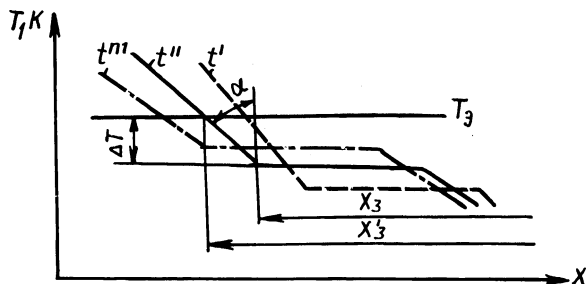


Рис. 2. Схема к расчету продолжительности зарождения ячеек.

связи скорости зарождения с переохлаждением эта величина максимального переохлаждения будет определять результирующее число ячеек в рассматриваемом слое отливки. Из геометрических соотношений схемы получим

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{X_2 - X_3}{T_a - T_{\Theta} + \Delta T} \approx \frac{X_2 - X_3}{T_a - T_{\Theta}}. \quad (17)$$

Тогда время зарождения

$$t^* = \frac{\Delta T \operatorname{tg} \alpha}{dX_3/dt}. \quad (18)$$

Принимая в (12)  $S = 2$ , получим для пятого-седьмого периодов

$$N = N_0 + \frac{n^*(T_{\Theta} - T_M)^3(1 - \mu)^3(X_2 - X_3)}{2[T_a - T_{\Theta} + (1 - \mu)(T_{\Theta} - T_M)]dX_3/dt}. \quad (19)$$

Для восьмого периода

$$t^* = \frac{(T_{\Theta} - T_M)(1 - \mu)(X_0 - X_3)}{-(h+1)(F_0 - F_07) + (1 - \mu)(T_{\Theta} - T_M)dX_3/dt} \cdot e^{[(T_a - T_{\Theta})e]}. \quad (20)$$

Во все последующие периоды начиная с пятого

$$dQ_{3\text{ак}} = \frac{1}{h+1} F \rho_1 c_1 (1 - \mu) (T_{\ominus} - T_M) dX_3. \quad (21)$$

В четвертом периоде  $X_4 = 0$ .

В уравнениях теплового баланса для пятого – десятого периодов присутствует  $dQ_4$ :

$$dQ_4 = \frac{1}{h+1} F \rho_4 c_4 [T_{\ominus} - (1 - \mu)(T_{\ominus} - T_M - T_{05})] \times \\ \times \frac{1 + 2h\lambda_4/\alpha X_4}{(1 + h\lambda_4/\alpha X_4)^2} \cdot dX_4. \quad (22)$$

В девятом периоде температура центра отливки снижается от  $T_{\ominus}$  до величины  $(1 - \mu)(T_{\ominus} - T_M)$ . Пренебрегая тепловым эффектом роста готовых центров кристаллизации в начальный период их развития, можно определить изменение во времени температуры центра ( $T_{\text{ц}}$ ):

$$F_0 - F_0 g = \frac{1}{h+1} \ln \frac{(1 - \mu)(T_{\ominus} - T_M)}{T_{\text{ц}} - T_{\ominus} + (1 - \mu)(T_{\ominus} - T_M)}. \quad (23)$$

Принимая значение  $T_{\text{ц}}$  близким к  $T_{\ominus} - (1 - \mu)(T_{\ominus} - T_M)$ , находим продолжительность девятого периода и от нее переходим к расчету числа центров кристаллизации и  $dQ_{3\ominus}$ .

Дополнительные уравнения, необходимые для исключения из уравнений теплового баланса лишних переменных  $X_2$ ,  $X_3'$  и  $X_4$ , можно составить исходя из равенства тепловых потоков на границе смежных зон. Предлагаемый вариант решений не учитывает изменения распределения температур в зоне I вследствие выделения аустенита. При желании решения можно уточнить путем составления дополнительных уравнений теплопроводности в зоне I для каждого из периодов.

В конечном итоге структура чугуновых отливок определяется числом А-Г ячеек и скоростью их роста в рассматриваемом сечении отливки. Разбивая отливку на ряд плоскопараллельных сечений, можно для каждого из них установить N и на основании разности времени подхода к ним зоны III и зоны IV найти продолжительность и среднюю скорость роста ячеек. В дальнейшем, используя решения Тиллера, можно перейти от скорости роста к частоте ветвления графитного скелета, т. е. к структуре чугуновых отливок.

А.А.Вейник, инженер,  
А.И.Вейник, чл.-корр. АН БССР

### ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ С ПОМОЩЬЮ ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА

Известно, что при измерении температуры формы, особенно неметаллической, обычно приходится сталкиваться с проблемой уменьшения влияния сверлений и электродов термопары, искажающих исследуемое температурное поле. Отсос теплоты от точки замера особенно ощутим, если теплопроводность формы много меньше теплопроводности электродов термопары.

С целью устранения указанного недостатка предлагается использовать в качестве датчика для измерения температуры термоэлектрический полупроводниковый элемент, описанный в работе [1]. Элемент представляет собой пакет разнородных тонких пластинок, одна из которых изготовлена из монокристалла германия, кремния или другого полупроводникового материала. К обеим плоскостям полупроводниковой пластины прикреплены разнородные металлические, например медная и алюминиевая. Чтобы в качестве выводов от датчика использовать обычный тонкий медный провод и не получить при этом дополнительных спаев, искажающих показания прибора, целесообразно собрать пакет из пластинок, расположенных в следующем порядке: медная, полупроводниковая, алюминиевая, медная. К медным пластинкам прикрепляются медные же токоотводящие провода.

Датчик должен быть ориентирован в форме вдоль изотермической поверхности. Длина и ширина датчика могут выбираться от нескольких долей до нескольких десятков миллиметров. Толщина всего пакета может колебаться от десятков микрометров до нескольких миллиметров. Толщины отдельных слоев выбираются в зависимости от теплопроводности и теплоемкости материала формы. Широкому диапазону изменения этих параметров способствуют крайне высокая теплопроводность меди и алюминия и низкая теплопроводность полупроводника. Благодаря этому удается сконструировать датчик, близкий по своим свойствам как к металлической, так и к неметаллической формам, который очень удобен в работе.

Суммарная (эффективная) теплопроводность датчика  $L_{\Sigma}$  и теплопроводности и толщины отдельных его слоев - меди ( $L_1$  и

$X_1$ ), полупроводника ( $L_2$  и  $X_2$ ) и алюминия ( $L_3$  и  $X_3$ ) - связаны соотношением

$$\frac{X}{L_{\text{э}}} = \frac{X}{L} = \frac{X_1}{L_1} + \frac{X_2}{L_2} + \frac{X_3}{L_3}, \quad (1)$$

где  $X = X_1 + X_2 + X_3$ .

С помощью этого соотношения толщины слоев датчика выбираются таким образом, чтобы его эффективная теплопроводности  $L_{\text{э}}$  была равна фактической теплопроводности формы  $L$ .

В нестационарных условиях следует принимать во внимание также удельные теплоемкости и плотности формы ( $c$  и  $\rho$ ), отдельных слоев и датчика в целом ( $c_{\text{э}}$  и  $\rho_{\text{э}}$ ), причем произведение  $\rho \cdot c$  представляет собой удельную объемную теплоемкость. Эффективная удельная объемная теплоемкость датчика  $\rho_{\text{э}} c_{\text{э}}$  связана с удельными объемными теплоемкостями отдельных слоев равенством

$$\rho_{\text{э}} c_{\text{э}} = \rho c = X_1 \rho_1 c_1 + X_2 \rho_2 c_2 + X_3 \rho_3 c_3. \quad (3)$$

Если в ходе выбора материала и толщины пластинок датчика возникнет некоторое расхождение результатов, найденных по уравнениям (1) и (3), то для зоны формы с незначительными изменениями температуры предпочтение следует отдавать уравнению (1), а для зоны с большими изменениями температуры - уравнению (3).

Очень тонкие металлические слои могут быть получены путем напыления их на полупроводник в вакууме. К ним могут быть припаяны более толстые слои и т. п.

Преимущество обсуждаемого элемента заключается в том, что он дает электродвижущую силу (ЭДС), не равную нулю, в изотермических условиях, т. е. показывает абсолютную температуру формы и, следовательно, нет надобности заботиться об организации холодного спая. Тарировается датчик обычными методами, зависимость ЭДС от температуры получается нелинейной. Элемент с кристаллом, например германия, дает хорошие результаты до температуры 873 К.

#### Литература

1. Marinescu Matei. High efficiency thermo-electric generator operating on the basis of a new thermo-electric effect. Proceedings of the International Conference on Thermoelectric Energy Conversion, Arlington, Tex., 1976. New York, N. Y., 1976, p. 120-125.

Ю.П.Ледян, канд. техн. наук,  
 В.А.Есепкин, канд. хим. наук,  
 А.Т.Мельников, мл. науч. сотр.,  
 Н.А.Дорошкевич, инженер (БПИ)

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАВ И ФЛОКУЛЯНТОВ НА СМАЧИВАЕМОСТЬ ВАГРАНОЧНОЙ ПЫЛИ

В настоящее время вагранки литейных цехов оснащаются мокрыми пылеуловителями конструкции НИЛОгаз. При постоянстве конструктивных параметров пылеуловителя эффективность его работы определяется физико-химическими свойствами орошающей жидкости, которые обуславливают смачивающую способность жидкости в момент столкновения частиц пыли с каплей. При ударе частицы о каплю жидкости проникновение ее в каплю произойдет только в том случае, если кинетическая энергия соударения будет достаточна для преодоления сил поверхностного натяжения капли. Величина работы проникновения частицы в жидкость при условии, что частица полностью погрузилась в жидкость, может быть оценена по формуле [1]

$$W_n = \frac{8}{3} \pi r^2 \sigma_{жг} \cdot \cos(180 - \theta), \quad (1)$$

где  $r$  - радиус частицы;  $\sigma_{жг}$  - поверхностное натяжение на границе раздела сред жидкость-газ;  $\theta$  - краевой угол смачивания.

Как следует из уравнения (1), с уменьшением  $\sigma_{жг}$  и  $\theta$  уменьшается и работа проникновения. Следовательно, использование поверхностно-активных веществ (ПАВ), снижающих поверхностное натяжение жидкости и уменьшающих краевой угол смачивания частиц пыли, должно способствовать повышению эффективности работы мокрых пылеуловителей.

Экспериментальное изучение влияния ПАВ на смачивание проводилось на пробе ваграночной пыли и основных ее составляющих: кварце, известняке, коксе. Химический состав пробы ваграночной пыли: 32,2% С, 48,1% SiO<sub>2</sub>, 7,65% FeO, 4,5% CaO + MgO, прочие - 7,55%. В качестве ПАВ использовались: полиэтиленгликолевый эфир дитретбутилфенола - смачиватель ДБ, алкиларилсульфат натрия - ДС-РАС. В качестве флокулянта использовался полиакриламид - ПАА с молекулярной массой 1,3-1,7 млн. у. е. Оценка смачивающей способности воды и растворов ПАВ ваграночной пыли и ее составляющих произво-

дилась по скорости капиллярного подъема жидкости в слое порошка [1, 2]. Вязкость растворов устанавливалась на капиллярном вискозиметре Оствальда [2]. Поверхностное натяжение  $\sigma_{жг}$  определялось стагагмометрическим методом и методом наибольшего давления пузырька [2].

Результаты определения смачиваемости показали, что краевые углы смачивания ваграночной пыли и ее составляющих значительно уменьшаются в присутствии ДБ и ДС-РАС. Для кварца полное смачивание ( $\cos \theta \approx 1$ ) наступает при снижении поверхностного натяжения на 3–5 эрг/см<sup>2</sup>. Для известняка  $\cos \theta$  увеличивается с 0,45–0,55 до 0,85–0,95 при снижении поверхностного натяжения с 75,8 до 35 эрг/см<sup>2</sup>. Для кокса и ваграночной пыли  $\cos \theta$  увеличивается с 0,30–0,35 до 0,75–0,80. При этом характер зависимости остается примерно одинаковым как для ДС-РАС, так и для ДБ.

Для оценки суммарного влияния на смачиваемость изменения  $\sigma_{жг}$  и  $\cos \theta$  при использовании ПАВ были рассчитаны абсолютная ( $W_a$ ) и относительная ( $z_a$ ) работы адгезии и абсолютная ( $W_{sp}$ ) и относительная ( $z_{sp}$ ) работы распространения. Результаты опытов показали, что при снижении  $\sigma_{жг}$  растворов  $z_a$  и  $z_{sp}$  возрастают для всех изученных материалов как для растворов ДБ, так и для растворов ДС-РАС и хорошо коррелируют с изменением смачиваемости. Для растворов ДС-РАС наблюдаются более высокие значения  $z_a$  и  $z_{sp}$ . Работа распространения при смачивании ваграночной пыли и кокса практически одинакова, но значительно меньше, чем для известняка. Следовательно, смачиваемость ваграночной пыли определяется смачиваемостью наиболее гидрофобной ее составляющей – кокса. По данным [3] практически полное смачивание имеет место при  $W_{sp} > > -7-10$  эрг/см<sup>2</sup>. Поверхностное натяжение орошающих растворов ДС-РАС для улавливания ваграночной пыли должно составлять 35–40 эрг/см<sup>2</sup>, что соответствует концентрации ДС-РАС 1,0–1,5 г/л. Для растворов ДБ необходимая концентрация раствора должна составлять 0,2–0,3 г/л.

Растворы флокулянта ПАА, как и растворы ПАВ, увеличивают смачиваемость ваграночной пыли и ее составляющих. Для ваграночной пыли  $\cos \theta$  увеличивается с 0,35–0,37 при смачивании водой до 0,57–0,59 при смачивании раствором ПАА концентрацией 0,5–1,0 мг/л. Использование ПАА способствует резкому увеличению скорости осветления пульпы ваграночной пыли за счет интенсивной флокуляции минеральных частиц. При введении



в пульпу ПАА в количестве 1,5–2,0 мг/л содержание твердой фазы в осветленной части пульпы снижается в 3,5–4 раза.

Полученные результаты были проверены в производственных условиях в литейном цехе Минского станкостроительного завода им. С.М.Кирова. Испытания показали, что замена воды, используемой для орошения пылеуловителей, которые установлены на вагранках, раствором, содержащим 1,0–1,5 г/м<sup>3</sup> ПАА и 0,3–0,5 кг/м<sup>3</sup> ДС-РАС, позволяет снизить содержание пыли в отходящих ваграночных газах после пылеуловителя на 35–40% (с 0,497 г/м<sup>3</sup> до 0,297 г/м<sup>3</sup>). Содержание твердого в сливе бака отстойника снижается в 3,5–4 раза (с 400–450 г/м<sup>3</sup> до 110–120 г/м<sup>3</sup>).

Полученные результаты показывают перспективность использования ПАВ и флокулянтов для повышения эффективности очистки ваграночных газов.

#### Литература

1. Зимон А.Д. Адгезия жидкости и смачивание. – М.: Химия, 1974. – 237 с.
2. Цюрупа Н.Н. Практикум по коллоидной химии. – М.: Высш. школа, 1962. – 107 с.
3. Врюцкий С.С. Физико-химические основы пропитывания и импрегнирования волокнистых материалов дисперсиями полимеров. – Л.: Химия, 1964. – 336 с.

УДК 530.1:621.74

А.А.Вейник, инженер,  
А.И.Вейник, чл.-корр. АН БССР

#### О НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВАХ ТЕРМОИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА ДЛЯ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

В статье, которая помещена в настоящем сборнике, рассмотрен полупроводниковый термоэлектрический датчик, эффективные теплопроводность и теплоемкость которого выбираются в зависимости от свойств литейной формы. Чтобы при повышенных температурах формы датчик не окислялся, его целесообразно заключить в капсулу, из которой эвакуирован воздух. Для увеличения электродвижущей силы (ЭДС) можно применить цепь из последовательно соединенных датчиков. Феноменологически ЭДС датчика-элемента может быть определена с помощью общего

уравнения состояния или частных уравнений для системы с двумя степенями свободы. Каждая из разнородных пластин элемента характеризуется тремя однотипными уравнениями состояния: одно описывает свойства срединного слоя пластины, а два других – поверхностных слоев, испытывающих взаимодействие на молекулярном уровне со стороны двух смежных пластин. Для наших целей наиболее важны последние два уравнения, из-за влияния смежных пластин они различаются между собой своими коэффициентами. При двух степенях свободы системы – электрической и термической – и  $n$  пластинах получаются  $2n$  поверхностных уравнений вида

$$v_{ik} = f_{ik}(T),$$

где  $v$  – электрический потенциал;  $T$  – абсолютная температура; первый индекс  $i$  определяет номер данной пластины, а второй  $k$  – номер смежной пластины, взаимодействующей (контактирующей) с данной.

Суммарная ЭДС элемента

$$v = f_{12} - f_{21} + f_{23} - f_{32} + \dots + f_{n1} - f_{1n} \neq 0. \quad (1)$$

Отсюда следует, что в изотермических условиях наименьшее возможное число пластин  $n = 3$ , при этом  $v = f_{12} - f_{21} + f_{23} - f_{32} + f_{31} - f_{13} \neq 0$ ; при  $n = 2$  ЭДС всегда равна нулю, так как  $v = f_{12} - f_{21} + f_{21} - f_{12} = 0$ . ЭДС возрастает по мере увеличения разницы между уравнениями состояния данной пластины. Соответствующие условия возникают, например, если с металлом последовательно соприкоснуться все менее плотные материалы – неметаллы, в том числе полупроводники, жидкости, газы и даже вакуум. Аналогичная картина наблюдается в капилляре, заполненном жидкостью или газом, в нем резко отличаются друг от друга термодинамические свойства пристеночного и осевого слоев.

Если одной из пластин служит диэлектрик, то в цепи образуется конденсатор. Из уравнения (1) следует, что при одних и тех же материалах ЭДС элемента не зависит от толщины (если она не слишком мала) и площади диэлектрической пластины, т.е. от определяемой ими емкости конденсатора. При наличии диэлектрика высокая ЭДС сочетается со стремящимся к бесконечности сопротивлением цепи, что затрудняет пользование элементом, так как сила тока обращается в нуль. Поэтому желательно, чтобы электропроводность неметаллической пластины не бы-

ла равна нулю. Все теоретические выводы хорошо подтверждаются экспериментами. Например, трио материалов – медь, константан и бумажный конденсатор при  $T = 293 \text{ K}$  дают ЭДС порядка 5 мВ при емкостях конденсатора 1, 10 и 100 мкФ, сопротивление цепи во всех случаях  $\rightarrow \infty$ .

Материалы пластин подбираются по значениям поверхностных функций  $f$  для данной температуры. Величины  $f$  находятся путем измерения компенсационным методом ЭДС в цепи, содержащей одновременно три материала, два из которых эталонные, например медь (или платина) и вакуум (или водород, который иногда применяется для подобного рода измерений). Медный участок цепи удобно разрывать для подключения измерительного прибора. Особое внимание следует уделять совершенству контакта между пластинами. В местах отсутствия контакта газ или вакуум образуют диэлектрические очаги, могущие на несколько порядков увеличить суммарные ЭДС и сопротивление элемента, или даже изменить знак ЭДС.

В элемент можно ввести магнитную степень свободы. Например, при расчетах пластин из известной магнитной композиции КС37 (самария около 37%, кобальта – остальное) можно пользоваться следующими экспериментальными значениями теплопроводности  $L$  (Вт/(м·К)), теплоемкости  $C$  (Дж/(кг·К)), удельного электросопротивления  $r$  ( $10^{-8}$  Ом·м) и коэффициента Лоренца  $N$  ( $10^{-8}$  В<sup>2</sup>К<sup>2</sup>):

T	300	320	340	360	380	400	420	440	460	480	500	520
L	14,2	14,2	14,2	14,1	14,1	14,1	14,0	13,9	13,9	13,8	13,8	13,6
C	360	-	-	-	380	-	-	-	-	420	-	-
r	52,0	55,4	58,9	62,4	65,8	69,2	72,8	76,0	78,7	81,7	85,2	88,7
N	2,46	2,46	2,46	2,44	2,44	2,44	2,43	2,40	2,38	2,35	2,35	2,32
T	540	560	580	600	620	640	660	680	700	720	740	760
L	13,4	13,2	13,0	12,8	12,6	12,4	12,3	12,2	12,2	-	-	-
C	-	-	450	-	-	-	-	590	-	-	-	-
r	92,2	95,8	99,2	103	106	110	113	116	119	122	126	129
N	2,29	2,26	2,23	2,19	2,16	2,12	2,10	2,08	2,07			

Если элемент замкнуть на внешнее сопротивление  $R$ , тогда количество джоулева тепла, выделяющегося на сопротивлении, в точности равняется количеству тепла, поглощаемого элементом из окружающей его среды. Например, в комнатных условиях датчик – стандартный германиевый диод Д2Ж выдает в окружающую среду мощность около 1 мкВт при ЭДС 60 мВ, а кремниевый точечный диод Д106 дает ЭДС порядка 1 В.

И.В.Земсков, канд. техн. наук,  
М.В.Жельнис, канд. техн. наук,  
Е.Б.Демченко, мл. науч. сотр.,  
Г.И.Столярова, мл. науч. сотр.,  
Л.Л.Ширвинкас, инженер (БПИ)

## ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТЫ ЛИТНИКОВЫХ УСТРОЙСТВ ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ С ПЕСЧАНЫМИ СТЕРЖНЯМИ

При вертикальном непрерывном литье с песчаными стержнями необходимо согласование скорости вытягивания затвердевшей отливки из кристаллизатора с количеством жидкого металла, поступающего в кристаллизатор из литниковой системы.

Исследование проводили в два этапа. Первый – методом моделирования на модельной установке с применением прозрачной формы. В качестве моделирующей жидкости использовали воду. Второй – методом заливки жидкого чугуна в кристаллизатор через различные литниковые устройства на лабораторной установке непрерывного литья. Оценку работы литниковых устройств проводили на основе анализа качества отливок после их механической обработки, по стабильности процесса литья, по возможности управления процессом заливки. В качестве материала отливок использовали чугун СЧ 21-40, в качестве кристаллизатора – медный водоохлаждаемый кристаллизатор со скоростью протекания воды в водяной рубашке 1,6 м/с. Температуру металла поддерживали в пределах 1340-1360°C.

На стабильность процесса вертикального непрерывного литья большое влияние оказывает количество мест подвода металла в кристаллизатор. При одностороннем подводе глубина проникновения струи заливаемого металла велика, что является причиной частых прорывов корки за пределами кристаллизатора. Исследования показывают, что при получении сплошных трубных заготовок наружным диаметром 120 мм и толщиной стенки 20 мм глубина проникновения струи при весовом расходе литникового устройства 0,2 кг/с составляет 250 мм. При тех же условиях глубина проникновения струи уменьшается на 32% в случае двустороннего подвода металла в кристаллизатор и на 55% – при трехстороннем. Таким образом, количество мест подвода определяет в значительной степени необходимую высоту кристаллизатора. При этом необходимо также иметь в виду, что глубина

проникновения струи, а значит, и высота кристаллизатора зависят от весового расхода литникового устройства. Так, для одностороннего подвода глубина проникновения при расходе литникового устройства 0,4 кг/с составляет 310 мм, т. е. возросла на 24%.

В случае получения вертикальным непрерывным литьем штучных заготовок изменение количества мест подвода металла в кристаллизатор в меньшей степени влияет на глубину проникновения струи. Для получения штучных заготовок непрерывным литьем используют песчаные стержни с фланцами, в которых для возможности подачи металла в полость кристаллизатора и связи отливок друг с другом имеются прорезы – отверстия, называемые питателями. Площадь питателей и их количество определяются из условий питания отливки при ее затвердевании и создания несимметричных усилий, передаваемых отливками друг другу при их извлечении из кристаллизатора. Металл вытекает из литниковой системы в полость кристаллизатора в форме компактной струи, которая свободно вписывается в площадь сечения питателей. Проникая под уровень металла в кристаллизаторе, эта струя приобретает все более развитую форму, достигает питатель предыдущего стержня, но, имея значительно большее сечение, чем питатель, не проходит свободно сквозь него, а отклоняется в стороны, омывая фланец этого стержня. Таким образом, фланцы стержней препятствуют свободному проникновению струи вниз за пределы фланцев уже залитых стержней, питатели при этом как бы выступают в роли местных сопротивлений на пути ее погружения. Исследования показывают, что глубина проникновения струи при вышеописанных условиях при одностороннем подводе металла в кристаллизатор не превышает 190 мм, двустороннем – 165 и трехстороннем – 135 мм при высоте штучных отливок 90 мм и толщине фланцев стержней 10 мм, наружном диаметре 120 мм и толщине тела 20 мм.

Шлакоулавливание зависит от типа используемого литникового устройства и конструкции литейного ковша.

Использование открытых литниковых устройств типа литниковых чаш с примыкающими к ним желобами (жидкий металл из ковша заливается прямо в чашу, а из нее по желобам в кристаллизатор) целесообразно только в случаях использования чайниковых литейных ковшей с перегородками, исключаящими попадание шлака в чашу с поверхности металла в ковше. При этом необходимо учитывать, что при использовании песчаных чаш и футерованных желобов шлак, образуемый в результате размыва

их металлом, попадает в отливки. Избежать этого помогает использование металла, керамики и графита в качестве материала чаш и желобов.

Значительно лучшие условия для шлакоулавливания создаются при использовании литниковых чаш с выпускными отверстиями заданных размеров, так как в литниковой чаше поддерживается заданный уровень металла и истечение металла из нее происходит через выпускное отверстие, расположенное ниже этого уровня. Литниковые устройства этого типа обеспечивают заданный постоянный расход металла, определяемый диаметром отверстия и высотой уровня металла над ним. Существенным недостатком такой системы является непостоянство размеров отверстия и трудность регулирования скорости заливки в широких пределах, которое необходимо при отклонениях технологических параметров от их оптимальных значений. Корректировку расхода литникового устройства можно производить в небольших пределах путем изменения высоты уровня металла в чаше. Поэтому литниковые устройства этого типа затруднительно использовать даже при работе установок непрерывного литья в полуавтоматическом режиме. Подобных недостатков позволяет избежать использование промежуточных емкостей.

Вначале был проанализирован процесс заливки с использованием промежуточной емкости со стопором. Она позволяет легко регулировать скорость заливки в широких пределах. К ее недостаткам следует отнести частые прихваты стопора и перекрытия выходного отверстия, приводящие к прекращению процесса литья. Этим недостаткам лишена поворотная промежуточная емкость, установленная на цапфах. Металл в литниковые каналы попадает из промежуточной емкости при ее повороте, при этом угол ее поворота определяет расход металла. Для шлакоулавливания в промежуточной емкости установлена перегородка. Анализ работы поворотной промежуточной емкости показал достаточную степень шлакоулавливания, надежность ее работы и легкость управления процессом.

Выполненная работа позволяет сделать вывод о том, что при вертикальном непрерывном литье с песчаным стержнем стабильность процесса в большой степени зависит от правильного выбора типа литникового устройства и способа подвода металла. При расчете кристаллизатора и определении технологических параметров литья необходимо учитывать как тепловую сторону процесса, так и гидродинамику заливки металла. С точки зрения обеспечения качества, стабильности и возможности автоматиза-

ции вертикального непрерывного литья можно рекомендовать использование поворотных промежуточных емкостей.

УДК 669.14.018:25.539.42

Е.И.Бельский, докт. техн. наук,  
В.Ф.Соболев, канд. техн. наук,  
А.С.Чаус, инженер,  
В.М.Червинская, инженер,  
А.П.Дубко, инженер,  
В.В.Кузьмин, инженер (БПИ)

### ПОЛУЧЕНИЕ ЛИТОГО МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ И АНАЛИЗ ЕГО ИЗНОСА

Свойства литого инструмента во многом определяются первичной структурой литой быстрорежущей стали. Увеличение скорости охлаждения при кристаллизации благоприятно сказывается на структуре в целом и в частности на формировании эвтектической составляющей этих сталей, существенное влияние на механизм первичной кристаллизации оказывает модифицирование.

Для получения литых заготовок канавочных фрез был использован металлический кокиль. Плавка заводских отходов стали Р6М5 проводилась в индукционной печи с кислой футеровкой тигля. Для подшихтовки использовался электродный бой и феррованадий в расчете 0,020 и 0,060 кг соответственно на 10 кг отходов. Раскисление проводили ферромарганцем, ферросилицием и алюминием. В качестве модификаторов использовались феррониобий и металлический висмут. FeNb вводился в печь после предварительного раскисления, а Vi непосредственно в ковш перед разливкой. Наряду с заготовками для фрез были отлиты образцы для определения физико-механических свойств и износостойкости стали. Термическую обработку заготовок фрез и опытных образцов для исследований проводили по общепринятым режимам одной садкой. В табл. 1 приведены физико-механические свойства и износостойкость модифицированной стали в сравнении со сталью базового состава, полученной и термообработанной в аналогичных условиях.

Совместное введение Nb и Vi в сталь весьма существенно повышает ее ударную вязкость и износостойкость и несколько менее эффективно твердость и теплостойкость.

Таблица 1

Сталь	Твердость HRC	Удельная вязкость, Дж/м <sup>2</sup>	Тепло- стойкость, HRC (620°С, 4 ч)	Относительный износ, г
P6M5	64	$8 \times 10^4$	59	0,050
P6M5 + 0,1 Nb + 0,1 Bi	65	$12 \times 10^4$	60	0,042

Опытная партия литых канавочных фрез была испытана на Оршанском инструментальном заводе. На сверло-фрезерных полуавтоматах 6В4М обрабатывались заготовки спиральных сверл из быстрорежущей стали P6M5 и P6AM5 при повышенных режимах резания: время обработки одной заготовки 1 мин 50 с вместо 3 мин 20 с, принятых по технологии. В этих условиях стойкость литого металлорежущего инструмента оказалась в 1,5–2 раза выше в сравнении со стойкостью традиционного. Параллельно со стойкостными испытаниями был проведен анализ износа канавочных фрез.

Визуальные наблюдения показали, что вследствие взаимодействия задней поверхности зуба фрезы с обрабатываемым материалом на ней образуется площадка износа. Лунка износа на передней поверхности не обнаружена, что связано с относительно низкой вязкостью быстрорежущей стали, образующей так называемую стружку надлома. С помощью растровой электронной микроскопии установлено, что преобладающим механизмом износа в обоих случаях является истирание. На задней поверхности зуба фрезы видны следы режущего и царапающего воздействия абразивных частиц, роль которых выполняют весьма твердые карбиды  $MC$  и  $M_6C$ , присутствующие в обрабатываемой стали. Участки адгезионного схватывания не просматриваются. Для режущей кромки характерно наличие очагов микровыкрошивания и смятия, причем эти участки весьма локализованы.

Применение качественного анализа распределения легирующих элементов с использованием комбинации РЭМ – энергодисперсионный спектрометр позволило наглядно проиллюстрировать, что даже при небольших скоростях резания в условиях абразивного изнашивания в поверхностных слоях инструмента из быстрорежущей стали возможно протекание диффузионных процессов. При относительно небольшой степени износа наблюдается обогащение никелем рабочей поверхности режущей кромки зуба. Затупление режущей кромки вследствие износа приводит к повы-



шению тепловыделения. В зону трения начинает диффундировать W, Mo, Cr, V.

На основании полученных результатов можно утверждать, что эвтектическая сетка карбидов по границам зерен является эффективным барьером, при столкновении с которым уменьшается режущая способность абразивных частиц вследствие потери ими энергии. Развитие диффузионных процессов в зоне трения инструмента из литой быстрорежущей стали протекает намного медленнее, что свидетельствует о большей стабильности литой структуры в сравнении с деформированной.

Таким образом, применение модифицированной литой быстрорежущей стали взамен проката весьма перспективно для инструмента, работающего в спокойных условиях.

### Ш. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771.23

А.В.Степаненко, докт. техн. наук,  
Н.Г.Сычев, канд. техн. наук,  
М.С.Безверхий, ассистент (БПИ)

#### ВЛИЯНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ С ПОПЕРЕЧНЫМ СДВИГОМ НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ПОЛОС

Важнейшим показателем качества листового металла является состояние его поверхности, которое определяется наличием или отсутствием дефектов и величиной шероховатости. Чтобы придать листам определенную шероховатость, требуется соответствующая обработка поверхности валков, микрорельеф которой изменяется с увеличением количества прокатанного металла. Последнее обстоятельство приводит к нестабильности показателей шероховатости по длине полосы или листа, рулоны имеют различное качество поверхности.

В работе приведены данные по исследованию изменения среднего отклонения профиля ( $R_a$ ) микрогеометрии поверхности полос сечением 34 x 0,78 из стали 08 КП в зависимости от величины осевого взаимопротивоположного сдвига валков в процессе обжатия полосы и степени ее деформации.

Прокатку проводили на двухвалковом прокатном стане со скоростью 3,579 м/мин. Обоим валкам сообщалась одинаковая скорость (0,468 м/мин, 0,0265 м/мин, 0,0075 м/мин) их осевого перемещения на протяжении всей длины (250 мм) обжимаемых образцов. В качестве смазки была использована смесь керосина с 5% машинного масла СУ. Шероховатость поверхности валков измерялась вдоль образующей бочки после шлифовки ( $R_a = 0,25-0,20$  мкм) и перед началом экспериментального исследования ( $R_a = 0,16-0,125$  мкм) после взаимной приработки в течение 4 ч при окружной скорости валков  $V_B = 3,579$  м/мин и их осевого перемещения со скоростью  $V_O = 0,468$  м/мин. Исходные заготовки имели неодинаковую

шероховатость поперек ( $R_a = 1,25-1,0$  мкм) и вдоль ( $R_a = 1,45-1,25$  мкм) своей длины.

Для оценки общей совокупности шероховатости каждой полосы использовали выборочное среднее значение (средняя арифметическая величина) параметра  $R_a$  - основного параметра шероховатости в соответствии с ГОСТ 2789-73:

$$\bar{R}_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n R_{ai},$$

где  $n$  - объем выборки (общее количество замеров параметра в плоскости полосы).

Измерение параметра шероховатости  $R_a$  производилось на профилограф-профилометре "Калибр" модели 252.

Шероховатость прокатываемых образцов по предварительной оценке находится в пределах  $R_a = 0,63-0,020$  мкм, для которой ГОСТ 2789-73 устанавливает нормированную базовую длину  $l = 0,25$  мм.

Ориентировочное достаточное число  $n_d$  измерений шероховатости определяли следующим образом. Производили три измерения параметра  $R_a$  на разных удаленных друг от друга участках (худшем, среднем и лучшем по визуальной оценке). Выбирали допустимую величину  $\Delta = R_{a1} - R_{a2}$  мкм погрешности профильной оценки истинного наибольшего значения ( $R_{a1}$ ) параметра  $R_a$  неровностей данной поверхности по наибольшему значению ( $R_{a2}$ ) того же параметра, полученному при измерениях  $\Delta = 0,020-0,005$  мкм в зависимости от параметра  $R_a$  по первым трем измерениям. Вычисляли разность (размах варьирования)  $R_{R_a} = R'_a - R''_a$  наибольшего  $R'_a$  и наименьшего  $R''_a$  значений параметра  $R_a$ , полученных в трех измерениях. По этим данным определяли достаточное число  $n_d$  измерений по формуле

$$n_d \geq \frac{Z_p^2 R_{R_a}^2}{3\Delta^2},$$

где  $Z_p$  - аргумент функции Лапласа, определяли по таблице этой функции из соотношения

$$\Phi_0(Z_p) = \frac{P}{2} = \frac{0,95}{2} = 0,475; Z_p = 1,96,$$

где  $P = 0,95$  - принятая надежность измерений.

Представленные данные (рис. 1) влияния коэффициента вытяжки и скорости осевого перемещения на шероховатость поверхности прокатанных полос показывают уменьшение шерохова-

тости с повышением обжатия полосы при ее обработке обычным симметричным способом прокатки. Аналогичная зависимость наблюдается и при прокатке с поперечным сдвигом валков, но степень изменения шероховатости при малых обжатиях более заметна в связи с повышением относительного скольжения полосы по поверхности валков. Если принять, что при прокатке без осевого смещения валков основное влияние оказывает на уменьшение шероховатости увеличение опережения, то, анализируя графики 2-4, можно сделать вывод, что это уменьшение наблюдается до достижения скольжения определенного уровня. Дальнейшее увеличение обжатия и, следовательно, относительного скольжения полосы и валков не оказывает влияния на микрогеометрию получаемых полос. Увеличение скорости осевого смещения

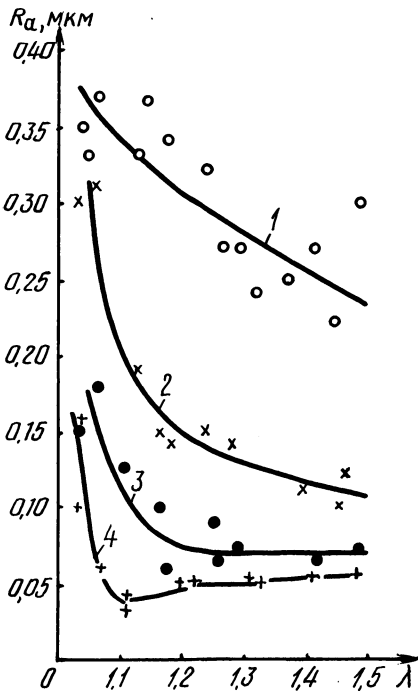


Рис. 1. Зависимость шероховатости ( $R_a$ ) прокатываемых полос от вытяжки ( $\lambda$ )<sup>a</sup> при осевом взаимоположном смещении валков со скоростью: 1 -  $V_0 = \infty$ ; 2 -  $V_0 = 0,0075$  м/мин; 3 -  $V_0 = 0,0265$  м/мин; 4 -  $V_0 = 0,468$  м/мин.

валков приводит к тому, что перегиб кривых 2-3 смещается в сторону начала координат графика  $R_a = f(\lambda)$ .

Осевое смещение валков оказывает благоприятное влияние на микрогеометрию поверхности прокатываемых полос. Так, при вытяжке  $\lambda = 1,4$  при осевом взаимоположном смещении обоих валков со скоростью  $V_0 = 0,0265$  м/мин шероховатость уменьшилась с  $R_a = 0,27-0,25$  мкм при обычной прокатке до  $R_a = 0,070-0,060$  мкм. Причем одновременно уменьшается разброс данных и наблюдаются одинаковые значения шероховатости вдоль и поперек прокатываемых образцов, что может быть использовано для уменьшения анизотропии свойств листов и полос.

Анализ данных показывает, что применение осевого взаимоположного смещения валков при прокатке с целью изменения шероховатости листов не требует высоких значений осе-

вои скорости валков, т. е. значительный эффект уже наблюдается при  $V_B/V_O = 135$ .

Представленные результаты показывают перспективность использования процесса продольной прокатки с поперечным сдвигом для значительного уменьшения, регулирования и повышения стабильности показателя шероховатости  $R_a$ .

УДК 621.983.44

И.Г.Добровольский, канд. техн. наук,  
В.И.Шаповалов, инженер (БПИ)

### О КРИТЕРИИ ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ РОТАЦИОННЫХ МАТРИЦ ПЛАНЕТАРНОГО ТИПА, ОСНАЩЕННЫХ ТЕЛАМИ КАЧЕНИЯ

Ротационная вытяжка с утонением в шариковых (роликовых) матрицах планетарного типа является одним из прогрессивных способов получения тонкостенных труб.

Сущность рассматриваемого метода заключается в том, что исходная трубчатая заготовка 1 (рис. 1, а) с завальцованным дном надевается с небольшим зазором по диаметру на оправку 2 и деформируется снаружи давящими шариками 3 или роликами 4, расположенными равномерно по периметру трубы. Необходимое для осуществления процесса изменение положения заготовки относительно деформирующего инструмента достигается различным сочетанием вращательного и поступательного движений оправки и деформирующих тел качения (шариков 3, роликов 4), расположенных между опорными кольцами 5, размещенными в обойме 6, и обрабатываемой заготовкой. Настройка матриц на необходимый размер осуществляется поворотом микрометрической гайки 7. К числу специфических параметров процесса относится скоростной коэффициент.

Предложенный в работе [1] в форме

$$K_c = \alpha/\varphi = (R_3 + d_{ш})/(2R_3 + d_{ш}), \quad (1)$$

где  $\alpha$  – угол, соответствующий дуге раскатанной поверхности;  
 $\varphi$  – угол поворота заготовки;  $R_3$  – радиус наружной поверхности обрабатываемой трубы;  $d_{ш}$  – диаметр шарика (скоростной коэффициент выведен для случая, когда опорное кольцо выполнено в виде цилиндрической втулки).

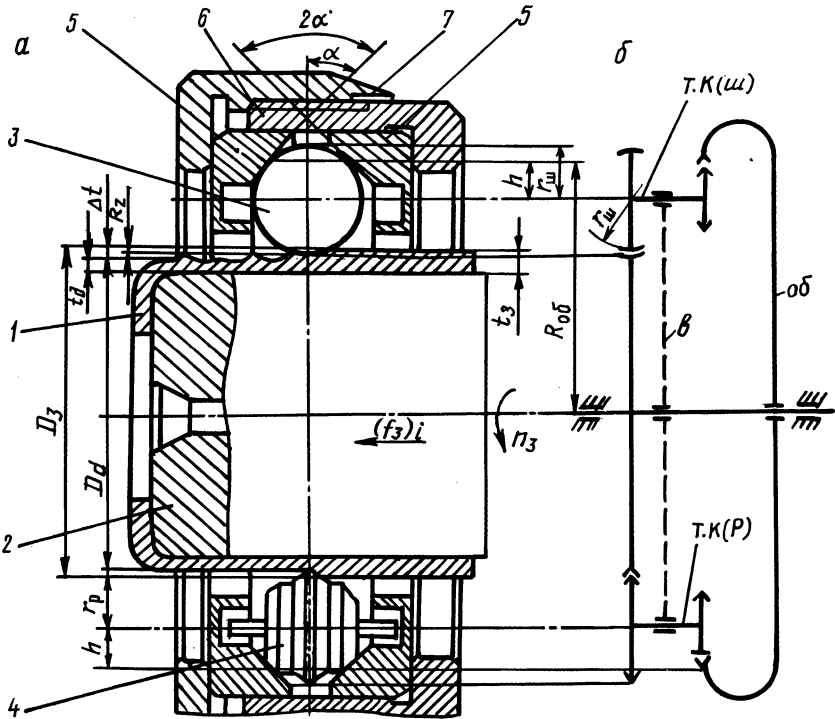


Рис. 1. Ротационная матрица планетарного типа для вытяжки с утонением:  
 а – шариковая и роликовая матрицы (для упрощения на рисунке совмещены);  
 б – эквивалентный им планетарный механизм.

В работах [2, 3] дано более строгое определение скоростному коэффициенту, как отношению угловой скорости раскатывания  $\omega_p$  (разности скоростей вращения заготовки  $\omega_3$  и условного сепаратора–центров шариков  $\omega_{ц,ш}$ ) к угловой скорости заготовки  $\omega_3$

$$K_c = \frac{\omega_p}{\omega_3} = \frac{\omega_3 - \omega_{н.ш}}{\omega_3} = \frac{r_{ш}(R_3 + r_{ш} + h)}{(r_{ш} + h)(R_3 + r_{ш})}. \quad (2)$$

В этом выражении, кроме уже известных параметров, используется расстояние  $h$  от точки касания шарика с беговой дорожкой опорных конусов до его центра.

Приведенная формула предложена для частного случая, хотя и более распространенного, вращения исходной заготовки и неподвижных опорных колец (при  $\omega_3 = 0$  выражение вообще теряет смысл). Возможны и другие сочетания движений рабочих

элементов, которые, как показывает практика, не всегда приводят к ожидаемому эффекту.

Для создания единого критерия оценки эффективности конструкций ротационных матриц, оснащенных телами качения, необходимо выявить физический смысл скоростного коэффициента  $K_C$  и найти возможность его распространения на все случаи сочетаний вращательных движений рабочих элементов матриц.

Общим признаком всех существующих шариковых и роликовых матриц для ротационной вытяжки является то, что они в совокупности с обрабатываемой заготовкой представляют собой планетарные механизмы простого или дифференциального типа с параллельными осями и фрикционным зацеплением вращающихся звеньев, причем водило материально отсутствует и подразумевается условно (рис. 1, б).

С этих позиций очевидно, что устройства с обоймой, не имеющей принудительного привода, однозначно нужно определить как планетарные простые механизмы. Ротационные матрицы, в которых обойма с опорными кольцами имеет автономный привод в совокупности с вращающейся заготовкой, определяются как планетарные дифференциальные механизмы, – при заторможенной (не вращающейся) заготовке – простые планетарные механизмы. Устройства со свободно вращающейся обоймой классификации не подлежат и относятся к конструкциям с ограниченными возможностями.

Обратимся к расчетной схеме (рис. 2), на которой заготовка радиусом  $R_3$  вращается с угловой скоростью  $\omega_{z_1}$  по часовой стрелке, а перемещение деформирующих тел качения в окружном направлении относительно заготовки сведено к трем вариантам,

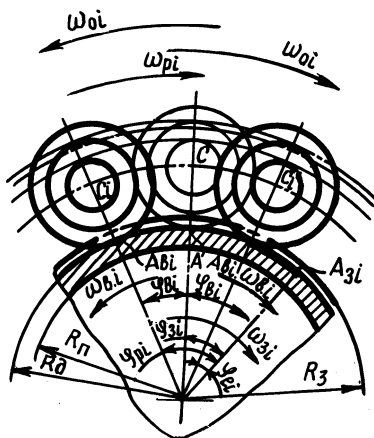


Рис. 2. Схема к определению скоростного коэффициента ротационной вытяжки.

охватывающим все возможные случаи, т. е. вращение центров шариков С (или осей роликов) совпадает или противоположно с направлением вращения заготовки или центры шариков (оси роликов) неподвижны. Нетрудно заметить, что многообразие вариантов относительного перемещения шариков (роликов) вокруг заготовки является функцией двух аргументов: угловой скорости обоймы с опорными кольцами  $\omega_{o_i}$  и угловой скорости заготовки  $\omega_{з_i}$  (для определенности в рассматриваемом случае принято, что  $\omega_{з_i} = \text{const}$ , а  $\omega_{o_i} \neq \text{const}$ ).

Из рис. 2 очевидно, что при  $\omega_{з_i}$  за какое-то время  $t_i$  заготовка повернется на угол  $\varphi_{з_i}$ , которому соответствует дуга  $AA_{з_i}$ . За это же время в зависимости от величины и направления угловой скорости условного водила  $\omega_{в_i}$  произойдет ротационная вытяжка детали в пределах дуги  $A_{з_i}A_{в_i}$ , которая по величине может быть меньше, больше или равна  $AA_{з_i}$ . Дуге  $A_{з_i}A_{в_i}$  соответствует угол  $\varphi_{р_i}$  и угловая скорость  $\omega_{р_i}$ , которую можно определить как угловую скорость ротационной вытяжки.

Из изложенных рассуждений в полном соответствии с работами [1-3] можно записать

$$K_{с_i} = \frac{\varphi_{р_i}}{\varphi_{з_i}} = \frac{\varphi_{з_i} - \varphi_{в_i}}{\varphi_{з_i}} = \frac{\omega_{р_i}}{\omega_{з_i}} = \frac{\omega_{з_i} - \omega_{в_i}}{\omega_{з_i}}. \quad (3)$$

Аналогия (с внешней стороны) формул (1)-(3) очевидна с той лишь разницей, что в известных выражениях (1), (2) скоростной коэффициент определен для планетарного простого механизма с неподвижной обоймой.

Чтобы найти численное значение  $K_{с_i}$ , очевидно, надо определить значение  $\omega_{в_i}$  через известные аргументы, т. е.  $\omega_{з_i}$ ,  $\omega_{o_i}$  и геометрические размеры ротационной матрицы. Воспользовавшись теорией планетарных редукторов, найдем значения передаточного отношения от заготовки к обойме при остановленном водиле через угловые скорости, с одной стороны, и геометрические размеры планетарного редуктора (ротационной матрицы) - с другой. Приравняв полученные выражения, найдем значение угловой скорости условного водила. После подстановки и преобразований получим

$$K_{с_i} = \frac{r_{ш}(R_{з} + r_{ш} + h)}{(r_{ш} + h)(R_{з} + r_{ш})} \cdot \left( \frac{\omega_{з} - \omega_{o}}{\omega_{з}} \right), \quad (4)$$



где  $r_3$  - радиус заготовки;  $r_{ш}$  - радиус шарика;  $\omega_3$  - угловая скорость заготовки;  $\omega_0$  - угловая скорость обоймы;  $h = r_{ш} \sin \alpha$ ;  $2\alpha$  - угол между конусными поверхностями опорных втулок (рис. 1, а). В представленном виде скоростной коэффициент является наиболее общим выражением для всех возможных конструкций ротационных матриц планетарного типа, оснащенных телами качения, и может быть использован в качестве критерия эффективности существующих и разрабатываемых конструкций устройств для ротационной вытяжки с утонением. По своей физической сущности он является коэффициентом кинематической эквивалентности ротационных матриц планетарного типа простым фрикционным механизмом.

### Л и т е р а т у р а

1. Соловьев В.П., Басюк С.Т., Кулешов М.Я. Изготовление бесшовных тонкостенных труб и оболочек. Кузнечно-штамповочное производство, 1964, № 11, с. 19-23. 2. Соловцов С.С., Королев В.Н. Определение параметров процесса раскатки шариками особотонкостенных деталей. Кузнечно-штамповочное производство, 1969, № 7, с. 14-18. 3. Королев В.Н. Изготовление тонкостенных деталей раскатыванием шариками. - В сб.: Повышение точности и автоматизация штамповки и ковки. М.: Машиностроение, 1971, № 9, с. 282-293.

УДК 621.983.3.01

П.С.Овчинников, канд. техн. наук,  
В.Н.Булах, канд. техн. наук,  
И.Н.Мехед, канд. техн. наук (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ВЫТЯЖКИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Целью данной работы является определение усилия прижима, обеспечивающего максимальные коэффициенты вытяжки цилиндрических деталей из нержавеющей стали при гидромеханической вытяжке.

Из листовой нержавеющей стали X18H10T толщиной 0,8; 1; 1,5; 2 мм изготавливали цилиндрические образцы с наружным диаметром 35 мм. Процесс вытяжки производили на испытательной гидравлической машине усилием 100 тс. Для этого использовали штамп, схема которого приведена на рис. 1.

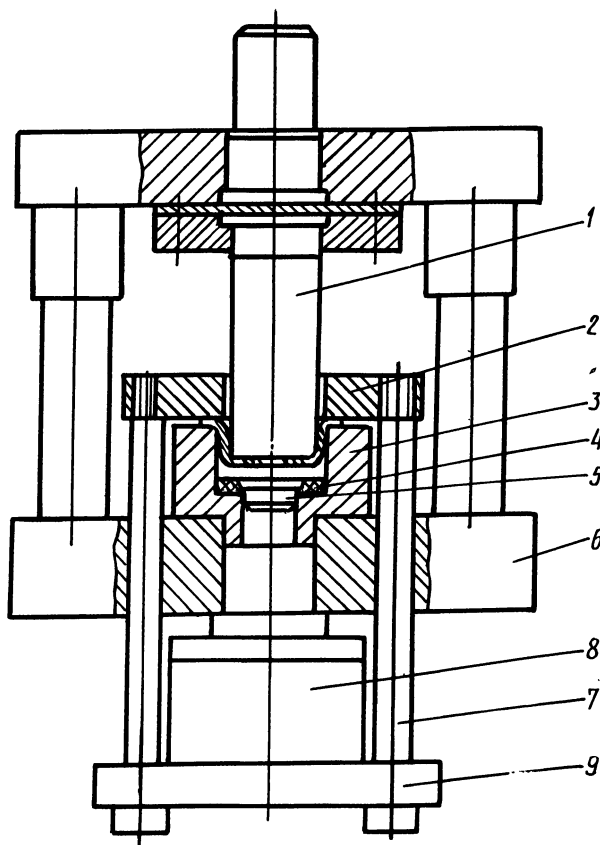


Рис. 1. Схема штампа.

Матрица 3 свободно устанавливалась на нижнюю плиту 6. Центрирование матрицы относительно пуансона 1 осуществлялось с помощью нижнего выступа, который входил в центральное отверстие нижней плиты и сопрягался с ним по скользящей посадке. Такая установка матрицы позволяла производить быстрый съем ее и удаление из нее вытянутого изделия, если оно оставалось в матрице. Для предотвращения вытекания рабочей жидкости из матрицы при высоком давлении в последнюю помещалась заглушка 4 из алюминиевого сплава и пробка 5 из полиуретана, сопряженные между собой по конической поверхности. При возрастании давления рабочей жидкости происходит распор пробки, обеспечивая герметичность по боковой поверхности.

Усилие прижима создавалось при помощи гидронагружателя 8, установленного между нижней плитой штампа и кольцом 9, скрепленным шпильками 7 с прижимным кольцом 2.

Гидронагружатель представляет собой гидравлический цилиндр с поршнем, шток которого упирается в нижнюю плиту. Усилие создается ввинчиванием винта-плунжера. Цилиндр заполнен амортизаторным маслом, давление жидкости измеряли манометром, по показаниям которого определяли усилие нагружения. Преимущества этого гидронагружателя заключаются в отсутствии клапанов и резервуара для масла, малых габаритных размерах, простоте устройства и технологичности изготовления. В результате испытаний получена зависимость предельных коэффициентов вытяжки  $m = \frac{d_{и}}{d_{з}}$  от относительной толщины материала  $C = \frac{s}{d_{з}}$  для случаев вытяжки без прижима, с прижимом и гидромеханической вытяжки ( $d_{и}$  и  $d_{з}$  - диаметры изделия и заготовки соответственно,  $s$  - толщина материала).

Установлено, что предельные коэффициенты вытяжки зависят от условий, при которых происходит вытяжка материала. Наибольшая степень деформации (наименьший коэффициент вытяжки) достигается при применении вытяжки с гидроподпором (рис. 2).



Рис. 2. Зависимость предельных коэффициентов вытяжки от относительной толщины заготовки: 1 - без прижима; 2 - вытяжка с прижимом без гидроподпора; 3 - вытяжка с гидроподпором.

Максимальная степень деформации получена при вытяжке стали X18H10T толщиной 1 мм. Коэффициент вытяжки при этом составил 0,46. Увеличение толщины материала приводит к увеличению коэффициента вытяжки при наличии гидроподпора. Аналогичная зависимость наблюдается и при обычной вытяжке с прижимом.

Для получения предельных коэффициентов вытяжки с прижимом и вытяжки с гидроприводом определены оптимальные удельные усилия прижима  $q$ , которые рассчитывали исходя из пло-

Таблица 1

Толщина материала, м	Удельное усилие прижима, Па/м <sup>2</sup>	
	Вытяжка без гидродоппора	Вытяжка с гидродоппором
$0,8 \cdot 10^{-3}$	$0,41 \cdot 10^5$	$0,37 \cdot 10^5$
$1,0 \cdot 10^{-3}$	$0,20 \cdot 10^5$	$0,15 \cdot 10^5$
$1,5 \cdot 10^{-3}$	$0,15 \cdot 10^5$	$0,06 \cdot 10^5$

щади части заготовки, воспринимающей усилие прижима. Значения этих усилий приведены в табл. 1.

Видно, что при вытяжке с гидродоппором удельные усилия прижима ниже, чем при обычной вытяжке. Установлено также, что при одинаковом удельном усилие прижима в случае вытяжки с гидродоппором усилие деформации возрастает на 40–60%.

При вытяжке с гидродоппором начальное давление прижима, создаваемое гидронагружателем, уменьшается в процессе вытяжки, что объясняется изменениями размеров и толщины фланца заготовки.

Важным параметром, оказывающим влияние на процесс гидромеханической вытяжки, является радиус закругления матрицы. Установлено, что при  $r_M \leq 6S$  резко увеличиваются предельные коэффициенты вытяжки. При малых радиусах закругления матрицы увеличиваются напряжения, вызванные изгибом, и суммарные растягивающие напряжения в цилиндрической части детали. В связи с этим при гидромеханической вытяжке следует принимать радиусы закругления матриц в размере  $r_M = (7-12)S$ , которые показали хорошие результаты при экспериментальном исследовании.

Таким образом, при создании процесса гидромеханической вытяжки, когда поверхности матрицы и заготовки разделены слоем вытесняемой жидкости, возможно деформировать нержавеющие стали с большими степенями деформации, чем при обычной вытяжке. В процессе гидромеханической вытяжки только в последний момент происходит контакт верхней части вытянутого изделия с матрицей, что значительно увеличивает стойкость штампового инструмента.

И.Г.Добровольский, канд. техн. наук,  
Т.В.Слободянюк, канд. техн. наук,  
А.В.Степаненко, докт. техн. наук (БПИ)

## ТОЧНОСТНЫЕ И КАЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТОНКОСТЕННЫХ ОБОЛОЧЕК ПРИ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКЕ С УЛЬТРАЗВУКОМ

Широкие исследования ротационной вытяжки шариковой матрицей с наложением ультразвукового поля выявили характер влияния ультразвука на технологические показатели процесса. Эффект его воздействия прежде всего сказывается в снижении составляющих усилия деформирования (на 30–50%) и возможности увеличения обжатий (на 25–30%).

Целью настоящей работы являлась оценка точностных и качественных характеристик изделий, полученных ротационной вытяжкой шариковой матрицей с ультразвуком. Исследования проводились на оболочках с наружным диаметром 20–30 мм и толщиной стенки 0,1–0,2 мм из меди МЗ, сталей 08 КП, Х18Н10Т, дисперсионноотвердеющего сплава З6ХНТЮ и др.

Влияние ультразвука прежде всего сказывается на повышении точности наружного диаметра оболочек, которая растет с увеличением мощности подводимых колебаний (выходного напряжения генератора). Анализ полученных зависимостей показывает, что отклонение наружного диаметра изделий от настроечного размера уменьшается с увеличением выходного напряжения генератора. Причем величина этого отклонения зависит от физико-механических свойств обрабатываемого материала и с ростом пластичности последнего падает.

Заметно отражается наложение ультразвукового поля на изменении относительной разностенности получаемых тонкостенных оболочек. Замеры, проведенные на партии трубок из стали Х18Н10Т (25 шт.) диаметром 30 мм и длиной 80 мм (на расстоянии 20 мм от донной части оболочек), показали 12%-ное снижение исходной относительной разностенности при ультразвуковой ротационной вытяжке шариковой матрицей по сравнению с деформированием в обычных условиях.

Еще более сказывается влияние ультразвука при ротационной вытяжке на приводной оправке. В этом случае одновременное воздействие ультразвуковых вибраций деформирующего инструмента и возбуждение колебаний ультразвуковой частоты в при-

водной рабочей оправке резонансной длины, прикрепленной к вращающемуся магнестрикционному преобразователю, позволяет добиться более заметного повышения указанных точностных характеристик получаемых изделий.

Повышение точности оболочек достигается за счет более плотного прилегания металла к оправке под действием ультразвука и стабилизации зазора между оправкой и оболочкой, с одной стороны, и между оболочкой и инструментом – с другой. С ростом выходного напряжения генератора повышается амплитуда колебаний деформирующих (давильных) элементов и возникающих динамических усилий. Как следствие уменьшается при этом доля и роль упругих деформаций, что позволяет улучшить прилегание металла к оправке и благодаря стабилизации имеющих место зазоров обеспечить более интенсивное исправление исходной разностенности.

Наложение ультразвука приводит также к сужению поля рассеивания диаметральных размеров оболочек. На рис. 1 представлены эмпирические и теоретические кривые распределения размеров наружного диаметра изделий, полученные при ротационной

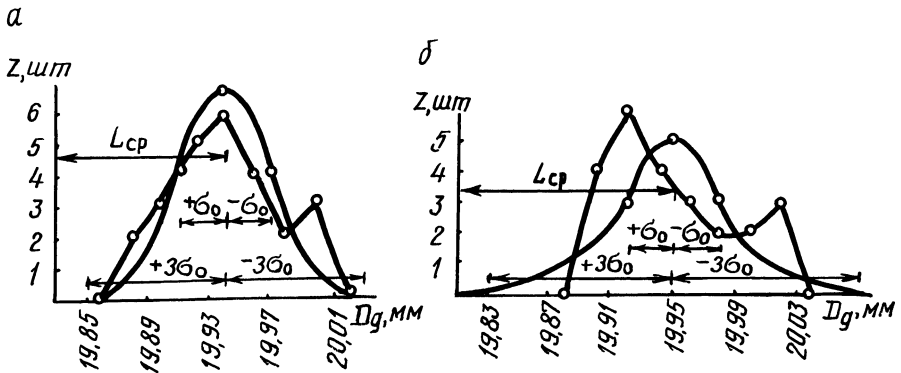


Рис. 1. Кривые рассеивания диаметральных размеров оболочек при ротационной вытяжке с ультразвуком (а) и в обычных условиях (б):  $n = 710$  об/мин;  $s_0 = 0,08$  мм/об.

вытяжке партии оболочек из стали X18H10T (диаметр  $20_{-0,28}$  мм, толщина стенки 0,12 мм, длина 100 мм) в обычных условиях и с наложением ультразвукового поля (по 25 шт.). Анализ приведенных зависимостей показывает, что при некотором уменьшении среднеарифметической величины размеров  $L_{cp}$  при деформировании с ультразвуком заметно (на 25%) снижается величина среднеквадратического отклонения диаметра изделия  $\sigma_0$ .

Исследование шероховатости поверхности оболочек показало, что образование нового рельефа при ультразвуковой ротационной вытяжке зависит не только от геометрии инструмента и режима обработки, но и от акустических параметров процесса (амплитуды колебаний давящих элементов). Из анализа полученных зависимостей следует, что шероховатость поверхности с повышением выходного напряжения ультразвукового генератора уменьшается и при напряжении 350–400 В становится минимальной. Это объясняется снижением контактного трения, возникающего в зоне деформации и зависящего от амплитуды колебаний инструмента и соотношения колебательной и поступательной скоростей. При дальнейшем повышении выходного напряжения генератора шероховатость растёт. На поверхности изделий появляется "осповидность" в виде совокупности точек, представляющих собой негативные отпечатки давящих шаров. Величина этих отпечатков увеличивается при дальнейшем повышении амплитуды колебаний. Поэтому калибрующие переходы при ротационной вытяжке тонкостенных оболочек следует выполнять при пониженном выходном напряжении генератора, что позволяет получать снижение на 1–2 класса шероховатости поверхности изделий по сравнению с деформированием в обычных условиях.

УДК 666.1.032

М.В.Логачев, канд. техн. наук,  
В.А.Чайка, канд. техн. наук (БПИ)

### УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ ЗАГОТОВОК ОПТИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ

Для получения изделий из обычных стекол широко используют традиционные способы формования: выдувание, вытягивание, прокатка, прессование и выдавливание. В настоящее время возникла потребность в новых видах стекол со специальными свойствами, для которых обычные методы формования или непригодны, или малопригодны. Поиск новых технологических процессов идет наравне с совершенствованием уже известных, который проводится на основе глубокого изучения физических явлений, происходящих между стекломассой и металлом формы [1].

Однако работ, посвященных исследованию влияния ультразвуковых колебаний на технологические параметры при производ-

стве заготовок из стекла, не встречается. Для изучения процесса прессования стеклянных заготовок с использованием энергии ультразвуковых колебаний была создана установка (рис. 1), включающая следующие узлы: I – узел генерирования и подачи ультразвуковых колебаний к инструменту–волноводу; II – узел подогрева рабочей поверхности формы и окончательного разогрева стекломассы; III – систему охлаждения преобразователей и инструмента. Данная установка монтировалась или на испытательной машине, или на гидравлическом прессе, обеспечивавших усилие и скорость прессования. Инструменты–волноводы были выполнены в соответствии с акустическими и технологическими требованиями.

Опытными данными установлено, что оформление конфигурации изделия в зависимости от способа и технологического процесса формования происходит в определенном интервале вязкос-

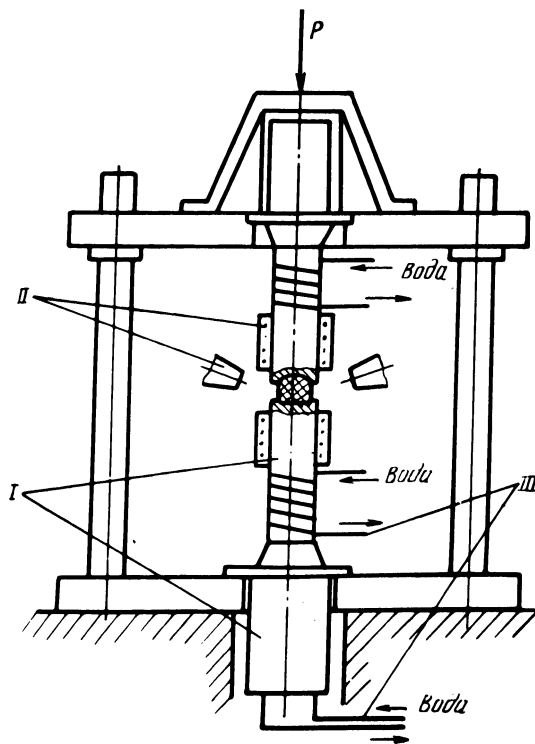


Рис. 1. Схема установки для исследования процесса прессования стеклянных заготовок с ультразвуком.



ти и в соответствующем температурном интервале формы. Процесс прессования оптической стекломассы происходит при вязкости  $10^3 \dots 10^6$  пуаз и в температурном интервале  $1050 \dots 600^\circ\text{C}$ .

Исходя из температурного соотношения, можно подсчитать исходную температуру формы

$$\theta = \frac{t_c - t_\phi}{t_\phi - t_0} = 7 \dots 8,$$

где  $t_c$  - температура стекломассы,  $^\circ\text{C}$ ;  $t_\phi$  - температура формы,  $^\circ\text{C}$ ;  $t_0$  - исходная температура формы,  $^\circ\text{C}$ .

В наших опытах температура стекломассы равнялась  $800^\circ\text{C}$ , а температура контакта -  $600^\circ\text{C}$ , рассчитанная исходная температура формы равнялась  $570^\circ\text{C}$ .

При прессовании заготовок сочетаются два процесса - деформирование стекломассы и ее постепенное твердение вследствие охлаждения. Время деформации меньше времени твердения. Время прессования, определенное как время деформации, составляло в наших опытах  $3 \dots 5$  с. Эти данные были исходными при исследовании процесса прессования с ультразвуком.

В процессе прессования ультразвуковые колебания подвигались как к верхнему, так и к нижнему инструментам. Интенсивность ультразвуковых колебаний в пределах  $6 \dots 12$  мк изменяли путем регулирования напряжения выхода генераторной лампы. Опыты проводились на стекле марки БФ-16. Материал волноводов - сталь марки Х18Н10Т. Степень адгезии оценивали по площади прилипания стекла к металлу формы, температуру которой меняли в пределах  $570 \dots 700^\circ\text{C}$ .

На основании проведенных экспериментов установлено, что при прессовании с ультразвуком деформация стекломассы происходит при нарушении контакта между инструментом и стеклом и при сравнительно небольших усилиях прессования. С увеличением продолжительности контакта адгезия прогрессирует и происходит при более низких температурах. С увеличением амплитуды колебаний инструмента-волновода длительность контакта уменьшается, причем тем меньше, чем меньше удельное усилие прессования. С другой стороны, длительность контакта увеличивается с ростом удельного усилия. Удельное давление прессования в наших опытах менялось в пределах  $10 \dots 100$  кН/м<sup>2</sup>. При прессовании стекломассы с небольшим удельным усилием заполнение формы происходит в основном за счет инерционных сил колеблющегося торца инструмента, но за более продолжи-

тельное время. Чтобы процесс прессования с ультразвуком происходил с гарантированным отрывом инструмента от стекла, необходимо выполнение следующего условия:

$$V_{\text{пр}} < V_{\text{к}} = V_{\text{км}} \sin \omega t,$$

где  $V_{\text{пр}}$  - скорость прессования;  $V_{\text{к}}$  - колебательная скорость инструмента;  $V_{\text{км}} = \frac{2\pi A}{T}$  - амплитуда колебательной скорости;  $\omega$  - круговая частота;  $A$  - амплитуда колебаний;  $t$  - текущее значение времени;  $T$  - период колебаний.

Установлено, что при прессовании заготовок из оптического стекла с использованием ультразвуковых колебаний прилипание стекла к металлу формы при всех исследованных амплитудно-силовых характеристиках не наблюдалось, в то время как при прессовании стекла без наложения ультразвуковых колебаний при температуре пресс формы 700°C площадь прилипания составляла 70% площади контакта.

Однако следует отметить, что при малых значениях амплитуды и при значительных удельных усилиях качество полученных заготовок было несколько ниже, чем при больших значениях амплитуды и малых усилиях. Было также замечено, что ультразвуковые колебания интенсифицируют течение стекломассы в результате снижения контактного трения и улучшают заполнение формы.

Таким образом, проведенное исследование показывает, что использование ультразвуковых колебаний при прессовании заготовок из оптического стекла позволяет значительно снизить адгезионную способность стекла по отношению к металлу формы, что в свою очередь улучшает качество поверхности прессованных заготовок, снижает в 2-3 раза припуск на последующую обработку и увеличивает производительность процесса на 20-30%.

### Л и т е р а т у р а

1. Степаненко А.В., Чайка В.А., Логачев М.В. Влияние температуры на прилипание стекла к металлу пресс-формы в процессе его прессования. - В сб.: Металлургия. Минск: Вышшая школа, 1979, вып. 13, с. 112-114.

С.В.Воронов, Д.Г.Девойно, канд. техн. наук (БПИ)

### ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЯ СЛОЕВ БИМЕТАЛЛА

Одной из основных характеристик качества многослойных материалов является прочность соединения слоев. Известно, что при изготовлении биметаллов методом сварки взрывом равнопрочность сварного соединения с наименее прочным из соединяемых металлов может быть реализована лишь при строго определенных режимах сварки. Для получения качественного сварного соединения необходимо точно установить величину и плотность заряда ВВ, правильно определить установочный зазор между метаемой и основной пластинами, тщательно готовить поверхности свариваемых листов.

Оценка выбранного режима сварки производится по результатам испытания биметаллических образцов на прочность связи слоев. Для испытаний биметаллов на отрыв слоев обычно применяется схема I (рис. 1, а), в этом случае поверхность, по которой происходит отрыв, представляет собой кольцо.

Практика проведения испытаний по схеме (рис. 1, а) показывает, что присущие ей недостатки не позволяют выбрать оптимальный режим сварки по данным испытания на отрыв ввиду большого разброса результатов. Необходимым условием проведения надежных испытаний являются: соосность цилиндрических поверхностей образца, перпендикулярность приложенного усилия отрыва к поверхности соединения.

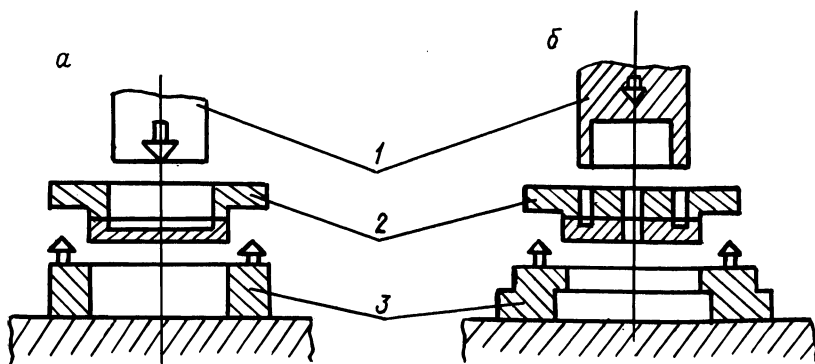


Рис. 1. Схемы испытаний для определения прочности соединения слоев биметалла: 1 - пуансон; 2 - испытуемый образец; 3 - опорный элемент.

Целью данной работы является разработка методики проведения прочностных испытаний биметаллов, полученных сваркой взрывом, с целью определения оптимального режима сварки, и проверка ее при отработке параметров сварки биметалла алюминий–медь.

Предлагаемая схема II показана на рис. 1, б. Пуансон 1 и опорный элемент 3 обеспечивают равномерное нагружение образца 2 с минимальным изгибающим моментом. Образцы для испытаний по схеме II изготавливались по следующей технологии. Из сваренного взрывом биметаллического листа в штампе вырубались круглые заготовки диаметром 30 мм, которые затем подвергались правке на прессе с целью устранения кривизны и обеспечения перпендикулярности усилия отрыва плоскости раздела слоев. В полученной заготовке высверливалось центральное технологическое отверстие диаметром 4 мм, а затем выполнялась токарная обработка. По линии раздела слоев протачивался мягкий металл (алюминий) до необходимого диаметра, а со стороны твердого (меди) фасонным резцом растачивалась кольцевая канавка. Обработка наружной поверхности и расточка кольцевой канавки выполнялись за одну установку, тем самым была обеспечена соосность цилиндрических поверхностей образца. Это позволило практически исключить изгибающий момент, возникающий в процессе испытания из-за несовпадения осей цилиндрических поверхностей.

Описанная технология изготовления образцов и предложенная схема были опробованы при испытаниях на отрыв слоев биметалла медь–алюминий, которые проводились с целью определения оптимального режима сварки, обеспечивающего максимальную прочность соединения. Для сравнения были испытаны об-

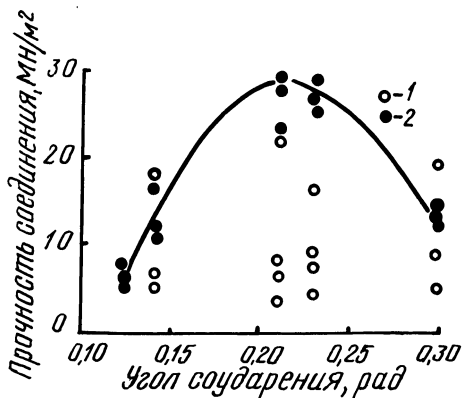


Рис. 2. Прочность соединения биметалла медь–алюминий, полученного методом сварки взрывом, в зависимости от угла соударения: 1 — испытания по обычно применяемой методике; 2 — испытания по предложенной методике.

разцы по обычно применяемой схеме I (рис. 1, а). Большой разброс результатов испытаний (рис. 2) не позволил определить оптимальный режим сварки. Испытания по предложенной схеме II (рис. 1, б) выявили ярко выраженную зависимость прочности соединения от угла соударения пластин (рис. 2). Как следует из графика, прочность соединения возрастает до определенного предела при увеличении угла соударения, что объясняется увеличением числа активных центров схватывания на поверхности более прочного металла - меди. С дальнейшим ростом угла соударения начинает проявляться разрушающее действие хрупких интерметаллидных включений, образующихся в зоне соединения, что приводит к снижению прочности соединения. Как показали результаты испытаний, сварка композиции медь-алюминий должна осуществляться в определенном диапазоне углов соударения, обеспечивающем получение максимальной прочности соединения.

УДК 621.751

М.К.Добровольская, канд. техн. наук,  
А.Н.Дубодел, инженер, Т.А.Зайцева,  
инженер, Н.И.Кравцевич, инженер  
(Минское СКТЕ АТП НПО "Ритм")

## АВТОМАТИЗИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ СХЕМ И ТЕХНОЛОГИИ РАСКРОЯ РУЛОННОЙ СТАЛИ

Анализ номенклатуры деталей на предприятиях Министерства тракторного и сельскохозяйственного машиностроения, получаемых холодной штамповкой, показал, что исходным материалом должны служить рулоны с шириной ленты 800, 1000, 1100, 1250, 1400, 1600 мм (массой 5-10 т). Использование более узкого проката не обеспечивает рационального раскроя рулона. Схемы раскроя рулонной стали на заготовки должны обеспечивать максимальное использование материала при изготовлении деталей с соблюдением заданной комплектности деталей в изделии. Количество заготовок в комплекте, одновременно раскраиваемом из рулона, ограничивается максимально допустимым количеством резов для соответствующей марко-толщины рулонной стали.

Наиболее эффективным средством снижения трудоемкости и повышения качества технологического проектирования раскроя

рулонной стали является автоматизация процесса проектирования на базе применения современной вычислительной техники.

Минским СТКБ АТП НПО "Ритм" разработана подсистема автоматизированного проектирования схем и технологии раскроя рулонной стали, ориентированная на ЭВМ ЕС-1020, ЕС-1022, которая решает следующие задачи: формирование комплектов одновременно раскраиваемых деталей из группы деталей одной марко-толщины материала; выбор наилучшего варианта раскроя; проектирование вариантов схем раскроя рулонной стали на заготовки с расчетом нормативных показателей раскроя; формирование карт технологического процесса резки рулона на заготовки для наилучшего варианта раскроя.

Исходными данными для автоматизированного проектирования служат следующие данные о каждой детали группы: обозначение детали, площадь детали, шаг штамповки, ширина заготовки, рядность, количество деталей на изделие. В группу объединяются детали одного изделия одинаковой марко-толщины материала.

Автоматизированное проектирование начинается с формирования комплектов одновременно раскраиваемых заготовок, объединяемых общей схемой раскроя рулонной стали, и определения допустимых вариантов раскроя рулона для каждого комплекта. В зависимости от количества деталей в группе комплекты одновременно рассматриваемых деталей формируются либо перебором всех возможных сочетаний заготовок (для групп, объединяющих до 11 деталей), либо путем направленного перебора сочетаний заготовок, который обеспечивает выборочное формирование комплектов таким образом, чтобы боковой отход при раскрое рулона не превышал минимальной ширины заготовки (для групп, объединяющих свыше 11 деталей).

При определении допустимых вариантов раскроя рулона вычисляется приведенная длина заготовки на деталь ( $l_{\Pi}$ ), которая обеспечивает условную комплектность детали на одно изделие. В качестве приведенной длины заготовки выбирается такая величина, что  $K_i = N_i$ , где  $N_i$  - количество  $i$ -х деталей в изделии,  $n = 1, 2, 3, \dots, K = E(L_{\Sigma i} / l_{\Pi})$  (где  $L_{\Sigma i}$  - длина суммарной  $i$ -й заготовки, необходимая для изготовления  $N_i$   $i$ -х деталей). Количество  $i$ -х заготовок в схеме раскроя равно  $K_i$ .

Из числа допустимых вариантов раскроя исключаются варианты, для которых число резов при раскрое рулона превышает допустимое для заданной марко-толщины материала. При формировании вариантов раскроя учитывается необходимость нали-

чия обрезных боковых кромок (5–25 мм в зависимости от технических характеристик раскройного оборудования).

Для каждого допустимого варианта раскроя рулонной стали вычисляются следующие нормативные показатели раскроя: норма расхода металла на один комплект  $NRK = (PPM \cdot C) / 1000$ , где  $PPM$  – масса 1 пог. м рулона с учетом половины допускаемого отклонения по его ширине;  $C$  – коэффициент, учитывающий суммарные потери материала при раскрое;  $l$  – длина рулона, необходимая для изготовления деталей на один комплект;

коэффициент раскроя  $KR = (\sum_{i=1}^k P_i \cdot KDI) / NRK$ , где  $P_i$  – масса  $i$ -й заготовки;  $KDI$  – количество деталей в изделии;  $K$  – количество деталей в комплекте.

В качестве наилучшего выбирается вариант раскроя, обеспечивающий наибольшее значение коэффициента раскроя.

Для выбранного варианта схемы раскроя рулонной стали вычисляются дополнительно следующие нормативные показатели раскроя: норма расхода на  $i$ -ю деталь  $NRD_i = (NRK \cdot P_i) / (\sum_{i=1}^k P_i \cdot KDI)$ ; норма расхода на изделие  $NRI = NRD_i \cdot KDI$ ; потребное количество рулонов  $R = (NRK \cdot 1000) / G$ , где  $G$  – масса одного рулона; коэффициент использования материала

$KIM = \sum_{i=1}^k (S_i \cdot KDI) / \text{ШР} \cdot l$ , где  $S_i$  – площадь  $i$ -й детали;  $\text{ШР}$  – ширина рулона.

Автоматизированное проектирование технологии резки рулонной стали на заготовки базируется на типовом технологическом процессе соответствующей операции. В программе доработки типового технологического процесса резки используются результаты расчета нормативных показателей раскроя материала, вычисляется усилие резки рулона на заготовки, производится выбор оборудования для резки рулона.

Результаты автоматизированного проектирования схемы и технологии раскроя рулонной стали оформляются в виде комплекта документов, которые печатаются на алфавитно-цифровом печатающем устройстве (АЦПУ). Комплект включает следующие документы: "Ведомость деталей к типовому технологическому процессу холодной штамповки", "Карта эскизов". "Карта типового технологического процесса горячей и холодной штамповки" оформляется вручную один раз для всей номенклатуры раскраиваемых рулонов, на АЦПУ не выводится.

В карте эскизов печатается схема расположения лент в рулоне и таблица, в которой указывается: обозначение детали; номер ее на эскизе; масса детали; количество деталей на изделие; ширина заготовки (ленты); масса заготовки; количество деталей из заготовки; норма расхода на деталь; коэффициент использования материала; коэффициент раскроя рулонной стали.

Метод решения задачи базируется на РТМ 105-0-034-77 - РТМ 105-0-035-77, разработанных в Ростовском НИИТМе.

Программа внедряется на Тульском комбайновом заводе. Расчет, проведенный для 50 деталей, обеспечивает экономический эффект от перехода с раскроя листа на раскрой рулона порядка 80 тыс.руб.

УДК 621.73.073

В.Н.Булах, канд. техн. наук,  
П.С.Овчинников, канд. техн. наук,  
И.Н.Мекед, канд. техн. наук,  
Н.И.Стригель, канд. техн. наук (БПИ)

#### ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ ГЛУБОКОЙ ВЫТЯЖКИ

При изготовлении деталей из нержавеющей сталей и латуни путем вытяжки в радиусных матрицах без прижима приходится применять несколько переходов. Это вызвано тем, что требуемая для изготовления детали конечная степень деформации значительно больше степени деформации, допустимой за первый переход. Применение многопереходной вытяжки нежелательно, особенно для нержавеющей сталей, так как после каждого перехода необходимо производить длительную операцию отжига в дорогостоящих вакуумных печах или же при отжиге в печах с окислительной атмосферой протравливать полуфабрикаты и промывать.

Степень деформации при вытяжке с прижимом в радиусных матрицах больше, чем при бесприжимной вытяжке. Применение прижима также нежелательно, так как он увеличивает вредное сопротивление трения, а следовательно, растягивающие напряжения в опасном сечении, и ухудшает условия вытяжки. Кроме того, усложняется конструкция штампов.

Наиболее перспективным методом, обеспечивающим большую степень деформации, чем в случае вытяжки без прижима в радиусных матрицах, является вытяжка в трактрисных матрицах.



В матрице, рабочий профиль которой выполнен по трактрисной кривой, только край заготовки соприкасается с матрицей, а образующая вытягиваемого стакана остается неизменно прямой (теоретически) с начала и до конца процесса вытяжки. Снижение тангенциальных и растягивающих напряжений в деформируемой заготовке обеспечивает повышение степени деформации при вытяжке в трактрисной матрице на первом переходе.

Для разработки технологического процесса изготовления деталей методом глубокой вытяжки, где первый переход выполняется в трактрисной матрице, необходимо знать зависимость предельных коэффициентов вытяжки от относительной толщины заготовки.

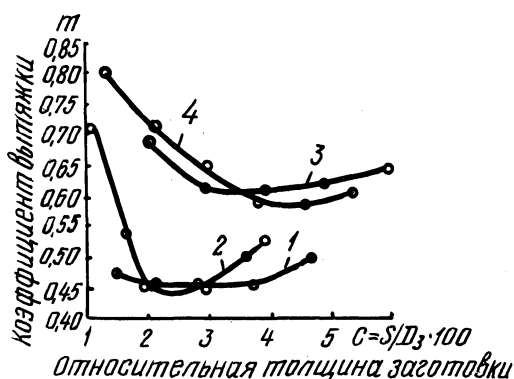


Рис. 1. Зависимость коэффициента вытяжки от относительной толщины заготовки:

- 1 — трактрисная матрица (материал — латунь Л63М);
- 2 — трактрисная матрица (материал — сталь X18H10T);
- 3 — радиусная матрица (материал — латунь — Л63М);
- 4 — радиусная матрица (материал — сталь X18H10T).

В результате экспериментальных исследований была установлена зависимость предельных коэффициентов вытяжки от относительной толщины заготовки (рис. 1) для часто применяемой в промышленности нержавеющей стали X18H10T и латуни Л63М. Из рис. 1 видно, что предельные коэффициенты вытяжки в трактрисных матрицах значительно ниже (степень деформации выше), чем для радиусных матриц.

На основании экспериментальных исследований в лабораторных условиях была разработана и апробирована технология изготовления двух деталей по номенклатуре завода измерительных приборов г. Гомеля. Ранее детали "Гайка" (материал —

сталь X18H10T) и "Тигель" (материал - латунь Л63М) изготавливались за три перехода. Опытным путем установлено, что, используя на первом переходе матрицы с трактрисным профилем, можно изготовить эти детали за два перехода.

Приведенные на рис. 1 зависимости могут быть использованы для разработки технологического процесса изготовления деталей методом глубокой вытяжки из нержавеющей стали X18H10T и латуни Л63М.

Построение профиля трактрисной матрицы (1-й переход) показано на рис. 2. Диаметр калибрующей части трактрисной матрицы равен

$$d_M = mD_3, \quad (1)$$

где  $m$  - предельный коэффициент вытяжки в трактрисной матрице в зависимости от относительной толщины заготовки  $S$  (рис. 1);  $D_3$  - диаметр исходной заготовки.

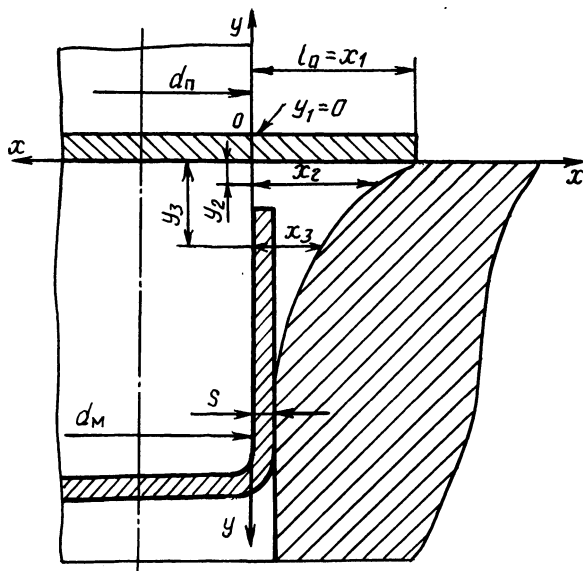


Рис. 2. Построение профиля трактрисной матрицы.

Величина текущих координат  $x$  и  $y$  трактрисной кривой находится по формулам:

$$x = \frac{l_0}{\operatorname{ch} \varphi}; \quad (2)$$

$$y = 1 (\varphi - \operatorname{th} \varphi), \quad (3)$$

Таблица 1

$\varphi$	$\text{ch}\varphi$	$\varphi - \text{th}\varphi$
0,0	1,00000	0,00000
0,2	1,02000	0,00260
0,4	1,08107	0,02000
0,6	1,18547	0,06295
0,8	1,33142	0,13596
1,0	1,54308	0,23841
1,2	1,81106	0,36635
1,4	2,15040	0,51465
1,6	2,57800	0,67800
2,0	3,76220	1,03595
3,0	10,06160	2,00495
4,0	27,30300	3,00067

где  $\text{ch}\varphi$ ,  $\text{th}\varphi^0$  – гиперболические функции;  $\varphi$  – угол в радианах;  $l_0$  – начальная образующая вытягиваемого стакана;

$$l_0 = \frac{D_3 - d_{\Pi}}{2}, \quad (4)$$

где  $d_{\Pi}$  – диаметр пуансона.

Для упрощения вычислений диаметр пуансона  $d_{\Pi}$  принимается равным внутреннему диаметру вытягиваемого стакана. Значения  $\text{ch}\varphi$  и  $\varphi - \text{th}\varphi$  приведены в табл. 1. Поскольку в процессе вытяжки происходит удлинение начальной образующей стакана  $l_0$ , можно ввести соответствующую корректировку при вычислении текущих координат  $x$  и  $y$ .

При вычислении координат  $x$  и  $y$  при значениях  $\varphi = 0,8$  и более вместо  $l_0$  в формулы (2) и (3) нужно подставить значения размера конечной образующей  $l_k$ . Применение скорректированных матриц обеспечит приближение процесса вытяжки к идеальному, т. е. когда образующая стакана будет все время касательной к профилю матрицы. Использование трактрисных матриц приводит к снижению усилия деформирования и повышению их стойкости.

С.М.Красневский, Е.М.Макушок, докт. техн.  
наук, В.Я.Шукин, канд. техн. наук (АН БССР)

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА

Нами было исследовано восстановление запаса пластичности стали 45, которая подвергалась холодной деформации и последующему отжигу. Из опытного прутка изготавливались образцы для определения пластичности методом поперечной прокатки. Экспериментально была построена кривая зависимости числа циклов до разрушения при поперечной прокатке  $N_p$  от степени обжатия образца  $\delta$ . Методика проведения экспериментов была следующей. Выбирались две степени обжатия  $\delta_1$  и  $\delta_2$ . При этих степенях обжатия прокатывались партии образцов с различной заданной степенью использования запаса пластичности, задаваемой количеством числа циклов нагружения, после чего образец вынимался из установки для поперечной прокатки. Степень использования запаса пластичности определялась как отношение числа циклов нагружения образца  $N_{1i}$  к числу циклов нагружения образца  $N_p$  до разрушения при одной и той же степени обжатия:

$$\psi_{1i} = \frac{N_{1i}}{N_p} \quad (1)$$

Прокатанные образцы с различными степенями использования запаса пластичности отжигали в вакуумной электропечи типа СШВА при температуре отжига  $T = 800^\circ\text{C}$  и время отжига варьировали от  $\tau = 0,5$  ч до  $\tau = 3$  ч. Время выдержки в печи фиксировали с момента набора температуры в печном пространстве и варьирования температуры по сечению образца до момента отключения нагревательных устройств. Время нагрева печи до заданной температуры и время охлаждения образцов составляло одинаковую величину для всех образцов и было равно 20 мин.

После отжига образцы подвергались поперечной прокатке до момента разрушения при той же степени обжатия, при которой они прокатывались до отжига. Величину  $\Delta\psi$ , характеризующую восстановление запаса пластичности после отжига, определяли следующим образом.

Зная величину накопленной пластической деформации при по-

перечной прокатке до отжига  $\Lambda_1$  и предельную степень накопленной деформации к моменту разрушения при том же показателе напряженного состояния  $\Lambda_{пр}$ , после отжига определяем остаточный запас пластичности в образце к моменту разрушения  $\Lambda_2$ . Обозначив через  $\Delta\Lambda$  восстановленный запас пластичности после отжига, приходим к равенству [1]

$$\Lambda_1 + \Lambda_2 = \Lambda_{пр} + \Delta\Lambda. \quad (2)$$

Разделив все члены уравнения (2) на  $\Lambda_{пр}$ , получим уравнение для определения восстановленного запаса пластичности после отжига

$$\Delta\psi = \psi_1 + \psi_2 - 1, \quad (3)$$

где  $\psi_1 = \frac{\Lambda_1}{\Lambda_{пр}} = \frac{N_{1i}}{N_p}$  - степень использования запаса пластичности при прокатке образцов до отжига;

$\psi_2 = \frac{\Lambda_2}{\Lambda_{пр}} = \frac{N_{2i}}{N_p}$  - относительный запас пластичности образцов после отжига;

$N_{2i}$  - число циклов до разрушения при поперечной прокатке образцов после отжига.

На рис. 1 приведены экспериментальные данные, характеризующие восстановление запаса пластичности после отжига. Тем-

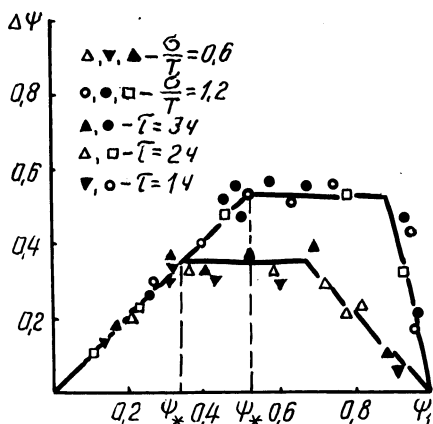


Рис. 1. Восстановление пластичности после отжига в зависимости от степени использования запаса пластичности при поперечной прокатке.

пература отжига была принята  $T = 800^\circ\text{C}$ . Время отжига варьировалось от  $\tau = 1$  ч до  $\tau = 3$  ч. В качестве исходной пластичности принималась предельная пластичность образцов, отожженных при температуре  $T = 800^\circ\text{C}$  и времени  $\tau = 2$  ч.

Из рис. 1 видно, что время отжига при изменении от  $\tau = 1$  ч до  $\tau = 3$  ч не оказывает существенного влияния на вос-

становление запаса пластичности. Из экспериментальных данных следует, что при определенных условиях существует оптимальная степень деформации  $\Psi_*$ , которой соответствует полное восстановление запаса пластичности при отжиге, т.е. при предварительных степенях деформации  $\Psi \leq \Psi_*$  образуются такие микрповреждения, которые полностью залечиваются при восстановительном отжиге.

Экспериментально установлено, что показатель напряженного состояния влияет на критическую степень деформации  $\Psi_*$ . Так, при  $\frac{\sigma}{T} = 0,6$  имеем  $\Psi_* \cong 0,33-0,35$ , а при  $\frac{\sigma}{T} = 1,2$  видно, что  $\Psi_* \cong 0,5-0,53$ .

УДК 621.91.01

Д.И.Дмитрович, Т.В.Калиновская, канд. техн. наук,  
А.С.Масаковская, канд.техн. наук (ФТИ АН БССР)

#### ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ СРЕЗА СТРУЖКИ

В работе приведены результаты исследования напряженного состояния начальной стадии среза стружки, вычисленного по деформированному, с использованием уравнений связи между напряженным и деформированным состояниями, вытекающих из аппроксимации поведения реальных материалов моделью Леви-Мизеса. Исходными данными являлись компоненты тензора скоростей деформаций  $\xi_{ij}$  и интенсивность скоростей деформации  $H_i$  [1]. Предел текучести на сдвиг вычисляли по формуле степенного упрочнения

$$\sigma_k = A(H_i)^n.$$

Такая кривая упрочнения характерна для свинца, используемого в качестве модельного материала. При этом относительный предел текучести изменялся от 0 в недеформированной области до 1 в области наибольшей интенсивности скоростей деформации  $H_i$ .

При плоском деформированном состоянии напряжения и скорости деформаций исходя из принятой модели тела связаны следующим образом:

$$\sigma_x - \sigma_y = \frac{4k}{H_i} \xi_x; \tau_{xy} = \frac{k}{H_i} \eta_{xy}. \quad (1)$$

Уравнения (1) содержат в себе условия пластичности, изотропности и несжимаемости. Значение  $\tau_{xy}$  определяется однозначно, без использования граничных условий. Подставляя его в уравнения равновесия, находим частные решения для модели Леви-Мизеса.

Эпюры напряжений, полученные с учетом упрочнения, показаны на рис. 1. Распределение сил трения на контактной поверхности близко к постоянному с некоторым подъемом к особой точке А и снижением к краю образца (эпюра 1). Эпюра 2 нормальных напряжений на контакте ( $\sigma_y$ ) в центре имеет провал и падает к особой точке, а эпюра  $\sigma_x$  (4) имеет вид треугольника с максимумом в особой точке и падением до 0 к свободной поверхности. Оба эти напряжения сжимающие, т. е. под режущим инструментом имеет место двухосное сжатие. Вдоль свободной поверхности действует эпюра 3 сжимающих напряжений  $\sigma_y$ , причем максимум напряжений сжатия совпадает с точкой выхода поверхности главного сдвига на свободный контур.

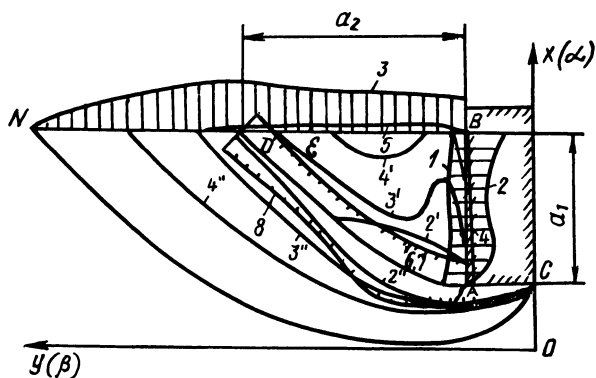


Рис. 1. Эпюры напряжений и линии максимальных и равных касательных напряжений на начальной стадии среза стружки.

На главной линии сдвига сдвигающие напряжения  $\tau_n$  (эпюра 6) равны  $\tau_{max}$  (эпюра 7) и постоянны вдоль всей этой линии. Нормальные напряжения  $\sigma_n$  (эпюра 8) на линии сдвига являются сжимающими. Сравнивая эпюры нормальных напряжений на контактной поверхности и главной линии сдвига, можно сделать вывод, что распределение напряжений на контактной поверхности является отображением напряженного состояния на главной линии сдвига. Сдвиг происходит по направлению AD и ло-

кализуется в некоторой линзообразной области. При удалении от главного направления сдвига то же самое сдвигающее усилие вызывает уменьшение максимального сдвигающего напряжения [ 2 ]. На рис. 1 показано распределение равных максимальных сдвигающих напряжений (линии 2'-2'', 3'-3'', 4'-4''), из которых видно затухание напряжений при удалении от главного направления сдвига. Нижняя граница очага деформации CN соответствует незамкнутому линзообразному очагу деформации, верхняя граница BD - незамкнутому сдеформированному линзообразному очагу деформации.

По данным эксперимента, приведенного для начальной стадии стружкообразования, уже можно судить о величине усадки стружки. Наиболее интенсивное выпучивание свободной поверхности происходит вблизи точки E, куда выходит траектория максимальных скоростей движения частиц, и затухает к точке D. Происходит как бы сдвиг по линии AD (траектория максимальных интенсивностей сдвиговых деформаций) и вытеснение области, заключенной между AD и контактной поверхностью инструмента, вдоль этой поверхности перпендикулярно направлению перемещения инструмента. Выпучивание свободной поверхности затухает в D, и таким образом, из эксперимента усадка стружки

ки  $\frac{a_2}{a_1} = \frac{BD}{AB} \approx 1,42$ . Выявление границ действительного очага деформации, отображаемого меридиональным полем линий скольжения, выходящим за пределы очага деформации жестко-пластичного тела, позволяет в первом приближении оценить глубину наклепанного слоя, образующегося на поверхности заготовки после ее скальпирования. По данным эксперимента на свинце глубина этого слоя равна примерно  $0,4a_1$ .

#### Литература

1. Сегал В.М., Макушок Е.М., Резников В.И. Исследование пластического формоизменения металлов методом муара. - М.: Металлургия, 1974. - 200 с.
2. Макушок Е.М., Калиновская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения. - Минск: Наука и техника, 1978. - 272 с.



А.В.Белый, канд. техн. наук,  
(ФТИ АН БССР)

## НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ КОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ

Моделирование реальной поверхности твердого тела слоистой структурой обладает достаточной степенью общности при соответствующем выборе реологических характеристик материалов. Во-первых, окисные и адсорбционные пленки, пластичные смазки, насыщенные дефектами поверхностные слои – все это примеры подобных структур, во-вторых, дискретность контакта также можно рассматривать как наличие слоя с особыми свойствами.

Реальные тела обладают одновременно упругостью, вязкостью и пластичностью. Однако математическое описание реологического поведения среды с учетом перечисленных факторов чрезвычайно сложно. С учетом доминирующих характеристик реологического поведения и условий деформирования можно ограничиться более простыми моделями. В данной работе рассматривается вязко-упругий слой на упругой подложке, что соответствует гипотезе о локализации необратимых деформаций в тонком поверхностном слое. Ряд допущений позволяет значительно упростить выкладки без существенного искажения получаемых результатов. В частности, пренебрежение внедрением шероховатостей в материал покрытия не существенно, если его толщина  $H \gg \Delta$ , где  $\Delta$  – величина внедрения шероховатостей. Задача рассматривается как квазистатическая, т. е. решения ищутся в виде стоячих волн, возникающих в движущейся среде. Шероховатости, скользящие по полупространству с покрытием, считаются абсолютно жесткими и предполагается применимость схемы плоской деформации для решения задачи.

В соответствии с [1] при использовании модели Фойхта вязко-упругого поведения покрытия взаимосвязь между напряжениями и деформациями определяется системой дифференциальных уравнений третьего порядка

$$\frac{1}{2\mu} \left( U \frac{\partial}{\partial x_2} + \frac{\mu}{\eta} \right) \sigma_{ij} = \left( U \frac{\partial}{\partial x_2} + \theta \right) \varepsilon_{ij} + \left[ \frac{E}{2\mu} \left( U \frac{\partial}{\partial x_2} + \right. \right.$$

$$+ \frac{\mu}{3\eta} (U \frac{\partial}{\partial x_2} + \theta) S_{ij} \epsilon_{kk}, \quad (1)$$

где  $\epsilon_{kk} = \epsilon_{11} + \epsilon_{22}$ ;  $\delta_{ij}$  - символ Кронекера;  $\eta$  - вязкость;  $E$  - модуль упругости;  $\lambda, \mu$  - аналоги коэффициентов Ламе для вязко-упругого материала;  $U$  - скорость скольжения;  $x_1$  - значение координаты в направлении, нормальном перемещению;  $x_2$  - в направлении перемещения.

Уравнения равновесия имеют вид

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0.$$

Поскольку искомые функции должны стремиться к нулю при удалении от чочага деформации, то решение (1) целесообразно проводить методом интегральных преобразований, а именно с использованием преобразования Фурье [2]:

$$I \{ \Phi(x, \rho) \} = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \{ \Phi(x, \rho) \} e^{i s \rho} d\rho. \quad (2)$$

Применение (2) позволило перейти к системе уравнений для

смещений  $\omega_i$  ( $\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} (\frac{\partial \omega_i}{\partial x_j} + \frac{\partial \omega_j}{\partial x_i})$ ) в полных производных, разрешимую по методу Эйлера. Переход к искомым функциям смещений и напряжений осуществлялся преобразованием, обратным (2). Аналогичные уравнения и ход решения справедливы для функций, определяющих напряженно-деформированное состояние в упругой области. В качестве граничных условий использовались следующие: постоянство по сечению индентора величины нормального давления и равномерное распределение в пределах указанного сечения силы трения. Кроме того, предлагалась непрерывность соответствующих компонент напряжений и деформаций на внутренней границе пленки. В связи с громоздкостью получаемых аналитических выражений была составлена программа расчета для ЭВМ ЕС-1020.

Рассмотрим в качестве примера расчета анализ напряженно-деформированного состояния при трении в условиях избирательного переноса. Реологические характеристики сервовитной пленки можно оценить исходя из гипотезы о квазиоживлении материала по мере насыщения его точечными дефектами типа вакансий. В качестве характерного линейного размера индентора бралось типичное для избирательного переноса значение величины пятна контакта, равное  $10^{-6}$  м. На рис. 1 приведены

распределения сдвигающих напряжений в сервоитной пленке меди. Вблизи контактной поверхности реализуется состояние, близкое к гидростатическому сжатию, а максимум сдвигающих напряжений достигается на внутренней границе сервоитной пленки. В работе исследовано влияние твердости основы. Возрастание модуля упругости основы в два раза при переходе от однородного материала приводит к локализации деформационных процессов в области, не превышающей двух поперечных разме-

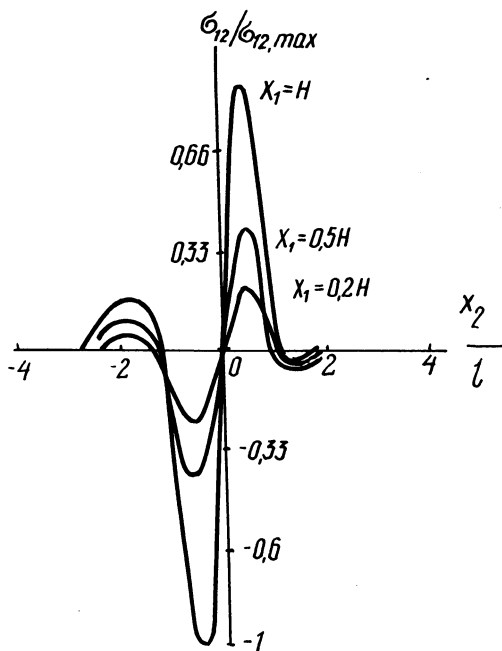


Рис. 1. Распределение сдвигающих напряжений  $\sigma_{12}$  в поверхностных слоях материалов при избирательном переносе;  $l$  – размер индентора в направлении движения.

ров пятна касания, что в большинстве случаев значительно меньше расстояния между отдельными пятнами фактического контакта. Переход к более высоким скоростям скольжения приводит к тому же результату, что и уменьшение твердости основы. Результаты анализа позволяют объяснить, в частности, некоторое улучшение фрикционных характеристик материалов, работающих в условиях избирательного переноса, при переходе от мягкой меди к более твердой бронзе  $\text{Cu} - \text{Al}$ , а также от

нормализованного стального контртела к закаленному, наблюдавшееся в экспериментальных исследованиях.

### Л и т е р а т у р а

1. Прочность. Устойчивость. Колебания / Под ред. И.А.Бергера, Я.Г.Пановко. - М.: Машиностроение, 1968, т. 1, с. 132-149. 2. Диткин В.А., Прудников А.П. Интегральные преобразования и операционное исчисление. - Л.: Гос. изд-во физ.-матем. литературы, 1961, с. 11-30.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

С.Н.Винерский, инженер (БПИ)

### ВОЛОЧЕНИЕ ТРУБ НА САМОУСТАНАВЛИВАЮЩЕЙСЯ ОПРАВКЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

В работе приведены результаты исследований по волочению труб на самоустанавливающейся оправке с размещением очага деформации в пучности напряжений от радиальных ультразвуковых колебаний (рис. 1, а) и пучности колебаний стержня резонансной длины (рис. 1, б) в зависимости от вытяжки и скорости волочения.

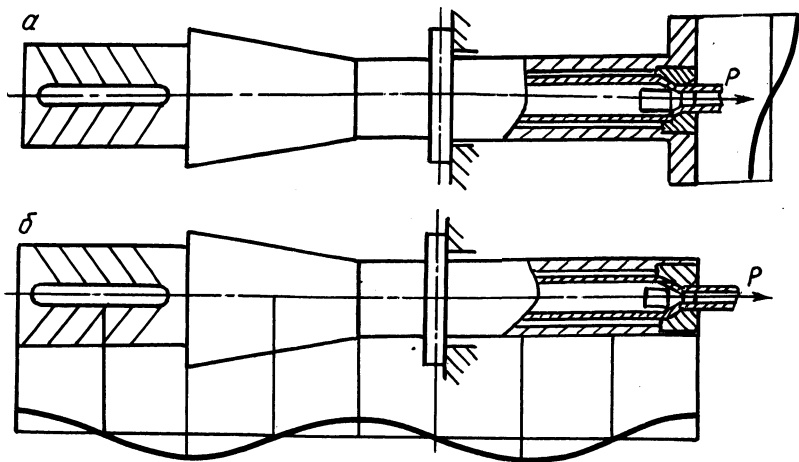


Рис. 1. Схемы волочения труб на самоустанавливающейся оправке:  
а, б – соответственно с радиальными и продольными колебаниями волоки.

Исследования были проведены при волочении труб  $\varnothing 18 \times 1,0$  мм из меди МЗ на цепном волочильном стане при скоростях от 0,08 до 0,6 м/с. В качестве смазки применяли сухой мыльный порошок. Волочение производили через волоку с рабочим диаметром 15,0 мм. Волока была изготовлена из стали ШХ 15 и имела твердость HRC 60–62, рабочая поверхность обработана по 9-му классу точности. Оправки были изготовлены из стали У10А и имели твердость HRC 58–60 и чистоту поверхности по 9-му классу.

Источником ультразвуковых колебаний служил генератор УЗГ-10У и магнитострикционный преобразователь ПМС-15А-18. Амплитуда смещений в пучности колебаний волоки составляла 0,01 мм. Усилие волочения фиксировали с помощью мессдозы растяжения через тензометрический усилитель ТА-5 на ленте быстродействующего самопишущего прибора НЗ20-3.

Толщина стенки трубы после деформации была равна 0,93; 0,71; 0,62 мм.

Вытяжка, определяемая отношением первоначальной толщины стенки трубы к конечной, составляла 1,07; 1,40; 1,60.

Результаты исследований показали эффективность применения ультразвуковых колебаний, причем с увеличением вытяжки и скорости волочения степень снижения усилия уменьшается.

Так, при радиальных колебаниях волоки со скоростью волочения 0,08 м/с снижение усилия волочения под действием ультразвука для вытяжки 1,07; 1,40; 1,60 составило соответственно 37,0; 30,2–33,7; 28,0–32,0%, а при скорости 0,6 м/с соответственно 25,0; 20,0 и 14,0%.

При продольных колебаниях волоки эффективность воздействия ультразвуковых колебаний значительно ниже. Так, если при скорости 0,08 м/с для обжатия 1,07; 1,40; 1,60 она составляет соответственно 24,0; 23,0; 20,0%, то при скорости волочения 0,6 м/с – соответственно 11,0; 7,0 и 5,0%.

Основным критерием стабильности (устойчивости) процесса волочения на самоустанавливающейся оправке является интервал возможного осевого перемещения ее, причем чем он больше, тем выше устойчивость процесса.

Область устойчивого волочения для каждого случая ограничивается определенными значениями угла конусности оправки  $\alpha_{\text{опр}}$  и коэффициента трения  $f_{\text{опр}}$  исходя из условия

$$1 < \frac{\text{tg } \alpha_{\text{опр}}}{f_{\text{опр}}} \leq 2.$$

Проведенный анализ показывает, что область устойчивого волочения с уменьшением угла волоки смещается в сторону меньших значений коэффициента трения, что вызывает необходимость при снижении трения вести процесс на волокнах с меньшим углом конусности.

При неизменных параметрах самоустанавливающейся оправки снижение коэффициента трения может привести к некоторому уменьшению напряжения волочения или нарушить стабильность процесса при  $\frac{\operatorname{tg} \alpha_{\text{опр}}}{f_{\text{опр}}} > 2$ .

Увеличение степени деформации при волочении на самоустанавливающейся оправке возможно за счет уменьшения угла оправки при соблюдении условия  $\frac{\operatorname{tg} \alpha_{\text{опр}}}{f_{\text{опр}}} > 1$ , а максимальной вытяжки можно достигнуть при использовании оправки с меньшим углом конусности и одновременном снижении коэффициента трения при соблюдении условия  $\frac{\operatorname{tg} \alpha_{\text{опр}}}{f_{\text{опр}}} \leq 2$ .

Так как воздействие ультразвуковых колебаний вызывает снижение сил трения на контактной поверхности, то это позволяет использовать при волочении оправку с меньшим углом, что приводит к увеличению стабильности процесса, с одной стороны, и значительному снижению напряжения волочения — с другой.

Так, волочение с ультразвуком на самоустанавливающейся оправке через волоку с углом волочения  $4^{\circ}30'$  вместо  $9-12^{\circ}$ , принятых для волочения без ультразвука, позволило повысить степень деформации за проход при скорости волочения  $0,27$  м/с с  $1,65$  до  $1,85$ .

УДК 531.781.2

О.М.Дьяконов, канд. техн. наук (БПИ)

### ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ПОДОБИЯ ПЛОСКОЙ И ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ПРОШИВКИ

В работе рассматриваются вопросы, связанные с расчетом осесимметричной ударной прошивки заготовок по полученным ранее формулам плоской деформации [1].

Расчет этот возможен лишь при таких соотношениях размеров плоского и осесимметричного штампов ( $a/d$ ,  $A/D$ , рис. 1), при которых указанные процессы могут осуществляться с равными энергозатратами. Равенство энергозатрат должно иметь место при идентичных условиях деформирования и по истечении равных промежутков времени.

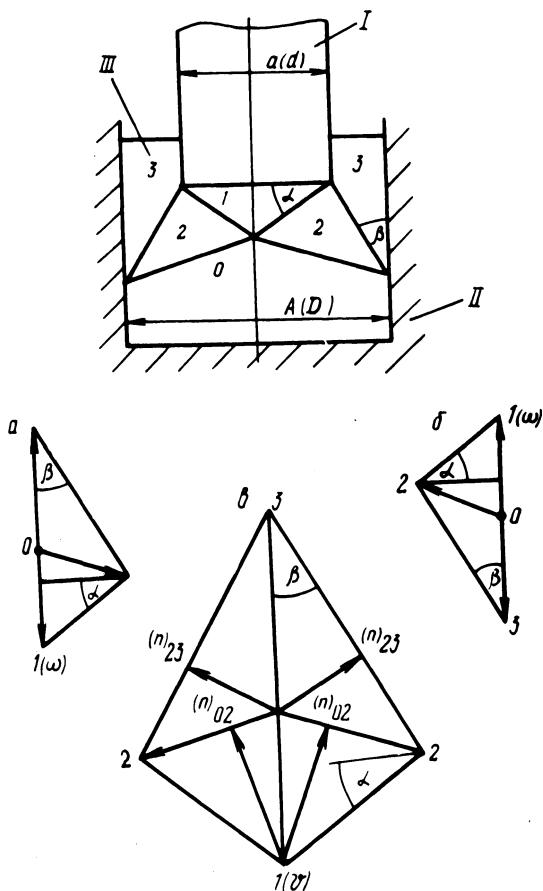


Рис. 1. Схема закрытой прошивки. Кинематически возможные поля скоростей и ускорений: а, б – годографы ускорений частиц деформируемого металла на различных этапах нагружения; в – годограф скоростей.

Сформулированные таким образом условия подобия плоской и осесимметричной прошивки можно записать в виде равенства мгновенных мощностей сил внутреннего сопротивления деформируемого металла

$$W_{\text{пл}} = W_{\text{ос}} \quad (1)$$

Учитывая, что мощность сил внутреннего сопротивления равна сумме мощностей сил собственного и динамического сопротивлений, имеем

$$(W_{\text{соб}})_{\text{пл}} + (W_{\text{дин}})_{\text{пл}} = (W_{\text{соб}})_{\text{ос}} + (W_{\text{дин}})_{\text{ос}} \quad (2)$$

Последнее равенство представим в виде системы уравнений:

$$(W_{\text{соб}})_{\text{пл}} = (W_{\text{соб}})_{\text{ос}}; \quad (3)$$

$$(W_{\text{дин}})_{\text{пл}} = (W_{\text{дин}})_{\text{ос}} \quad (4)$$

Известно, что уравнение (3) для процессов статического деформирования имеет силу при равновеликих площадях приложения нагрузки ( $F_{\text{пл}} = F_{\text{ос}}$  или  $ab = \frac{\pi d^2}{4}$ ) и геометрическом подобии размеров плоского и осесимметричного штампов ( $\frac{a}{A} = \frac{d}{D}$ ). С некоторой погрешностью (5–10)% можно принять, что

это уравнение справедливо и при равенстве обжатий

$$\lambda_{\text{пл}} = \lambda_{\text{ос}} = \lambda \quad \text{или} \quad \frac{a}{A - a} = \frac{d^2}{D^2 - d^2} \quad (5)$$

Для процессов ударного деформирования данное положение остается в силе. Однако условия подобия (2) требуют, чтобы при этом соблюдалось также равенство (4). Связано это с тем, что с увеличением скорости деформирования на величину мощностей сил внутреннего сопротивления все большее влияние оказывают инерционные силы движущихся масс металла.

Найдем соотношения размеров плоского и осесимметричного штампов, при которых указанное требование выполнялось бы при равенстве обжатий (5).

Прежде всего ограничим размер бойка I и контейнера II штампа с плоской заготовкой III в направлении, перпендикулярном плоскости чертежа (рис. 1). Тем самым мы ограничим объем движущихся масс металла при плоской деформации. Допустим, что этот размер равен размеру контейнера в плоскости чертежа, т. е.

$$b = A. \quad (6)$$

Вычислим объемы металла, выходящие из пластической об-



ласти в единицу времени при плоской и осесимметричной прошивке. При этом учтем, что форма очага осесимметричной деформации в меридиональном сечении заготовки такая же, как и при плоской деформации. Пластическую область можно разбить на такие же зоны деформации (1, 2, 3). Можно даже считать, что поля скоростей и ускорений внутри этих зон, за исключением зоны 2, однородны. В целом для очага осесимметричной деформации справедливы принятые в работе [1] упрощающие гипотезы. Итак,

$$(V_{\text{пл}})_{b=A} = (A - a)A[(v_{03})_{\text{пл}} + v_{\text{пл}}] = (A - a)Av_{\text{пл}} \left( \frac{a}{A - a} + 1 \right) = v_{\text{пл}} A^2;$$

$$V_{\text{ос}} = \frac{\pi(D^2 - d^2)}{4} [(v_{03})_{\text{ос}} + v_{\text{ос}}] = \frac{\pi(D^2 - d^2)}{4} v_{\text{ос}} \times$$

$$\times \left( \frac{d^2}{D^2 - d^2} + 1 \right) = v_{\text{ос}} \frac{\pi D^2}{4}.$$

Равенство этих объемов - одно из необходимых условий равенства мощностей кинетической энергии (динамического сопротивления) металла на выходе из пластической области, так как оно влечет за собой равенство масс зон 3 при любом фиксированном значении времени плоской и осесимметричной деформации;

$$(V_{\text{пл}})_{b=A} = V_{\text{ос}}; v_{\text{пл}} A^2 = v_{\text{ос}} \frac{\pi D^2}{4}. \quad (7)$$

Другим условием является равенство скоростей и ускорений блоков 3, что в свою очередь обеспечивается равенством обжатий и скоростей деформирования:

$$v_{\text{пл}} \lambda_{\text{пл}} = v_{\text{ос}} \lambda_{\text{ос}}; \omega_{\text{пл}} = \lambda_{\text{пл}} = \omega_{\text{ос}} \lambda_{\text{ос}}$$

или

$$(v_{03})_{\text{пл}} = (v_{03})_{\text{ос}}; (\omega_{03})_{\text{пл}} = (\omega_{03})_{\text{ос}}. \quad (8)$$

Соотношение размеров плоского (квадратного) и цилиндрического контейнеров, при котором скорости деформирования могут быть равны ( $v_{\text{пл}} = v_{\text{ос}}$ ), определяется из уравнения (7)

$$A^2 = \frac{\pi D^2}{4} \quad \text{или} \quad A = \frac{D}{2} \sqrt{\pi} \quad (9)$$

Решая совместно уравнения (5), (9), определяем соотношение размеров бойков с плоским и цилиндрическим наконечниками:

$$a = \frac{d}{2} \sqrt{\frac{\pi \lambda}{1 + \lambda}}. \quad (10)$$

Равенство мощностей кинетической энергии металла на выходе из пластической области автоматически влечет за собой равенство мощностей кинетической энергии в остальном объеме очага деформации.

Для расчета параметров осесимметричной ударной прошивки по формулам плоской деформации достаточно произвести перерасчет коэффициентов последних с учетом соотношений (5), (6), (10). Так, в результате такого перерасчета приведенные в работе [1] коэффициенты

$$C_1 = \frac{4\sqrt{2\lambda}(1 + \lambda)}{\lambda[(1 + \lambda)^2 + \lambda^2]}; \quad (11) \quad C_2 = \frac{1 + \lambda}{\lambda} + \frac{\lambda}{1 + \lambda}; \quad (12)$$

$$C_3 = \frac{54}{\Delta t \lambda (2C_2 + 3)} \left[ \frac{\bar{m}}{\rho(1 + \lambda)} + \frac{a}{2\sqrt{2\lambda}} \right]; \quad (13)$$

$$C_4 = \frac{144k C_1}{\rho(16 + 3\lambda C_1 \sqrt{2\lambda})}; \quad (14)$$

$$C_5 = - \frac{54 \bar{m} v_0^2}{\Delta t \rho \lambda (1 + \lambda) (2C_2 + 3)}; \quad (15)$$

$$l_{\text{пр}} = \frac{\bar{m}}{\rho \lambda (1 + \lambda)} + \frac{3a}{4\lambda \sqrt{2\lambda}}; \quad (16) \quad \bar{m} = \frac{m}{ab} \quad (17)$$

приобретают следующий вид:

$$(C_1)_{\text{ос}} = \frac{4\sqrt{2\lambda}(1 + \lambda)}{\lambda[(1 + \lambda)^2 + \lambda^2]}; \quad (11)'$$

$$(C_2)_{\text{ос}} = \frac{1 + \lambda}{\lambda} + \frac{\lambda}{1 + \lambda}; \quad (12)'$$

$$(C_3)_{\text{ос}} = \frac{54}{\Delta t \lambda (2C_2 + 3)} \left[ \frac{\bar{m}}{\rho(1 + \lambda)} + \frac{d}{4} \sqrt{\frac{\pi}{2(1 + \lambda)}} \right]; \quad (18)$$

$$(C_4)_{\text{ос}} = \frac{144k C_1}{\rho(16 + 3\lambda C_1 \sqrt{2\lambda})}; \quad (14)'$$

$$(C_5)_{ос} = - \frac{54 \bar{m} v_0^2}{\Delta t \rho \lambda (1 + \lambda) (2C_2 + 3)}; \quad (19)$$

$$(l_{пр})_{ос} = \frac{\bar{m}}{\rho \lambda (1 + \lambda)} + \frac{3d}{8\lambda} \sqrt{\frac{\pi}{2(1 + \lambda)}}; \quad (20) \quad \bar{m} = \frac{4m}{\pi d^2}. \quad (21)$$

Соотношения (5), (6), (10) лишь приближенно удовлетворяют энергетическим условиям подобия плоской и осесимметричной прошивки. Однако в настоящее время нет никаких доказательств возможности решения этого вопроса достаточно строгим в теоретическом отношении методом [2]. Исключена также возможность применения в данном случае метода А.Д.Томленова [3], предложенного для расчета удельных усилий скоростного прессования выпуклых симметричных профилей.

#### Л и т е р а т у р а

1. Дьяконов О.М. Решение плоской динамической задачи ударного выдавливания полостей приближенным энергетическим методом. - В сб.: *Металлургия*. Минск: Высшая школа, 1980, вып. 14, с. 125-129. 2. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. - М.: Машиностроение, 1977. - 423 с. 3. Томленов А.Д. Теория пластического деформирования металлов. - М.: *Металлургия*, 1972. - 274 с.

## СОДЕРЖАНИЕ

### I. Металловедение и термическая обработка металлов

Ляхович Л.С., Бурнышев И.Н., Васильев Л.А., Пресман Ю.Н. К вопросу силицирования титановых сплавов . . . . .	3
Бельский Е.И., Ситкевич М.В., Стефанович В.А. Разработка и исследование комплексных боридных покрытий . . . . .	6
Тофпенец Р.Л., Васильева Л.А., Малашенко Л.М. Диаграммы для выбора температурно-временного режима отжига (старения) сплавов . . . . .	9
Храмченков А.И., Ротенберг В.Е. Влияние микролегирования на стабильность структуры чугуна при повторных нагревах. . . . .	12
Траймак Н.С., Ситкевич М.В. Износостойкость литых и деформированных инструментальных сталей . . . . .	14
Бондарь Л.А., Васильев Л.А. Термоциклирование при борировании . . . . .	17
Кухарев Б.С., Тамело С.А., Шипош М. Износостойкость борированной стали У8 . . . . .	19
Ляхович Л.С., Пикман А.А., Поляков Б.З. Обезуглероживание углеродистых сталей при литье в керамические формы . . . . .	22
Пучков Э.П., Левченко Г.М., Поляков Б.З., Захарова А.Ф., Дубовик Н.Г. Повышение стойкости штамповой оснастки горячего деформирования металлов химико-термической обработкой . . . . .	25
Беляев В.И., Бусел Н.А., Девойно Д.Г. Регулирование температурного режима при импульсном упрочнении . . . . .	28
Бельский С.Е., Тофпенец Р.Л. Изменения в субструктуре поверхностного слоя инструмента в процессе финишной механической обработки . . . . .	30
Соболев В.Ф., Чаус А.С., Худокормова Р.Н., Дубко А.П., Кузьмин В.В. Модифицированные литые быстрорежущие стали . . . . .	32
Траймак Н.С., Стасюлевич В.А., Кашуба Н.А., Филанович И.К. Влияние состава формовочных смесей на структуру и свойства литых инструментальных сталей . . . . .	35
Хаппалаев А.Ю., Абачараев М.М., Сурков В.В., Кухарев Б.С. Формирование диффузионных хромированных слоев на стали при использовании жидкометаллической фазы. . . . .	37
Никончик А.В., Левченко Г.М., Притыцкая Т.С., Гапоник Л.В., Свиридов С.В. Осаждение алюминиевых покрытий пиролизом паров триизобутилалюминия при атмосферном давлении . . . . .	40
Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М., Борд Н.Ю. Диффузионный массоперенос в двухфазных системах . . . . .	42
Панич Г.Г., Ворошнин Л.Г., Шариф А., Громов Ю.Н. Исследование диффузионногоанизоморфизма боридов. . . . .	46
Сильникова Е.Ф. Построение математической модели фестонистости алюминиевых листов . . . . .	50

### II. Литейное производство

Нечаев А.В., Милов А.М., Калинин Ю.К. Шунгиты Карелии и их использование в составе противопригарных покрытий. . . . .	54
Ковалев П.П., Дмитриевич А.М., Иодо А.Е. Исследование влияния температуры на прочностные свойства формовочной смеси с гидрофобной противопригарной добавкой. . . . .	57

Дмитрович А.М., Кукуй Д.М., Есепкин В.А., Милов А.М., Ушаков а И.Н. Исследование механизма твердения смесей с применением органоминерального связующего. . . . .	59
Одиночко В.Ф., Кукуй Д.М., Ковалев А.П. Методика исследования процесса электрогидравлической регенерации формовочных смесей. . . . .	62
Слущкий А.Г., Фонштейн Н.А., Белый О.А., Цедрик И.Ф., Андреев Г.Ф., Пыршина Г.Г. Исследование возможности использования в ваграночной плавке природнолегированных материалов. . . . .	65
Худокормов Д.Н., Королев В.М., Дорожко С.В., Розум А.В., Дорожко И.В. Влияние Са и Се на жидкотекучесть высокоуглеродистых сплавов железа. . . . .	67
Галушко А.М., Тимошенко В.П., Немененок Б.М., Стриженков М.И. Исследование влияния вторичных силуминов на свойства сплава АЛ4 . . . . .	71
Слущкий А.Г., Леках С.Н., Шитов Е.И., Родионов В.А., Белый Ю.П. Исследование технологического процесса плавки в дуговой печи низколегированного чугуна. . . . .	73
Андреев Г.Ф., Чепыжов Б.А., Леках С.Н., Бестужев Н.И., Бородюк С.С. Исследование процесса внутриформенного модифицирования серого чугуна. . . . .	75
Чепыжов Б.А., Мартынюк М.Н. Влияние низкотемпературной обработки (НТО) на процесс графитизации при отжиге белого чугуна, легированного медью . . . . .	78
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Карabanов А.Н. Исследование газосодержания алюминиевых отливок, полученных литьем под давлением. . . . .	80
Тутов В.И., Крутилин А.Н. Промышленные испытания процесса непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней. . . . .	83
Земсков И.В., Демченко Е.Б., Столярова Г.И., Тульев В.Д., Гаранин Г.А. Анализ и отработка конструкций узлов опытно-промышленной установки вертикального непрерывного литья. . . . .	86
Тутов В.И., Гринберг В.А., Скотаренко В.С. Пустовалов Е.В., Ханин В.К., Сенькин Н.А. Тепловые и технологические особенности процесса горизонтального непрерывного литья чугуна. . . . .	90
Гурвич Э.А., Жвавый Н.П. Исследование процесса изготовления чугунных отливок при литье в кокиль. . . . .	93
Кравченко Е.В., Калинин А.С., Волков В.И. Исследование процесса получения отливок в комбинированных металлических формах. . . . .	95
Антонов В.А., Гурвич Э.А., Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Кеда Н.П. Решение задачи затвердевания отливки в пресс-форме при несимметричных условиях теплообмена. . . . .	97
Есьман Р.И., Антонов В.А. Решение двумерной задачи затвердевания и охлаждения отливки в пресс-форме на ЭВМ. . . . .	101
Худокормова Р.Н., Гринберг В.А., Крутилин А.Н., Кривошеев И.М. Влияние легирующих присадок на процесс структурообразования в быстроохлаждаемом сером чугуне. . . . .	104
Комаров О.С. Методика расчета структуры кокильных отливок из серого чугуна. . . . .	106
Вейник А.А., Вейник А.И. Измерение температуры литейной формы с помощью полупроводникового термоэлектрического элемента. . . . .	113
Ледян Ю.П., Есепкин В.А., Мельников А.Т., Дорошкевич Н.А. Изучение влияния ПАВ и флокулянтов на смачиваемость ваграночной пыли. . . . .	115
Вейник А.А., Вейник А.И. О некоторых свойствах термоизмерительного элемента для литейной формы. . . . .	117

Земсков И.В., Жельнис М.В., Демченко Е.Б. Столярова Г.И., Ширвинская Л.Л. Исследование работы литниковых устройств при вертикальном непрерывном литье с песчаными стержнями. . . . .	120
Бельский Е.И., Соболев В.Ф., Чаус А.С., Червинская В.М., Дубко А.П., Кузьмин В.В. Получение литого металлорежущего инструмента из быстрорежущей стали и анализ его износа . . . . .	123

### III. Обработка металлов давлением

Степаненко А.В., Сычев Н.Г., Безверхий М.С. Влияние кинематических параметров процесса прокатки с поперечным сдвигом на шероховатость поверхности тонких полос . . . . .	126
Добровольский И.Г., Шаповалов В.И. О критерии оценки эффективности конструкций ротационных матриц планетарного типа, оснащенных телами качения . . . . .	129
Овчинников П.С., Булах В.Н., Мехед И.Н. Исследование гидромеханической вытяжки нержавеющей стали . . . . .	133
Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В., Степаненко А.В. Точностные и качественные характеристики тонкостенных оболочек при ротационной вытяжке с ультразвуком . . . . .	137
Логачев М.В., Чайка В.А. Ультразвуковое прессование заготовок оптических деталей. . . . .	139
Воронов С.В., Девойно Д.Г. Об определении прочности соединения слоев биметаллов . . . . .	143
Добровольская М.К., Дубодел А.Н., Зайцева Т.А., Кравцевич Н.И. Автоматизированное проектирование схем и технологии раскроя рулонной стали . . . . .	145
Булах В.Н., Овчинников П.С., Мехед И.Н., Стрикель Н.И. Интенсификация процесса изготовления деталей методом глубокой вытяжки . . . . .	148
Красневский С.М., Макушок Е.М., Щукин В.Я. Исследование восстановления пластичности в процессе отжига . . . . .	152
Дмитрович Д.И., Калиновская Т.В., Масковская А.С. Исследование напряженного состояния на начальной стадии среза стружки . . . . .	154
Белый А.В. Некоторые особенности напряженно-деформированного состояния при контактом взаимодействии материалов с покрытиями . . . . .	157
Винерский С.Н. Волочение труб на самоустанавливающейся оправке с применением ультразвука. . . . .	160
Дьяконов О.М. Энергетические условия подобия плоской и оссимметричной прошивки. . . . .	162

## МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 16

Зав. редакцией *А.Я.Канторович*  
Редактор *Г.В.Вагабова*  
Мл. редактор *Т.И.Досаева*  
Худож.редактор *Ю.С.Сергачев*  
Корректоры *Н.С.Нипикина, Л.А.Шлыкович*  
График *Н.В.Журавлева*  
Оператор *Е.Г.Полойко*

ИБ № 1353

Подписано в печать 02.06.81. АТ 20526. Формат 60x90 1/16. Бумага  
офсет. Офсет печать. Усл. -печ. л. 11,75. Усл. кр. -отт. 12,125.  
Уч.-изд.л. 10,18. Тираж 530 экз. Зак. 5195. Цена 1 р. 60 к.

Издательство "Высшая школа" Государственного комитета Бе-  
лорусской ССР по делам издательств, полиграфии и книжной тор-  
говли. 220048. Минск, проспект Машерова, 11.

Типография "Победа". Молодечно, ул. Тавлая, 11.

Отпечатано с оригинала-макета, подготовленного в издательстве  
"Высшая школа".

## РЕФЕРАТЫ

УДК 621.785.539

К вопросу силицирования титановых сплавов / Л.С.Ляхович, И.Н.Бурнышев, Л.А.Васильев, Ю.Н.Пресман. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 3-5

Представлены результаты исследования возможности интенсификации диффузионного силицирования титановых сплавов созданием на упрочняемой поверхности жидкой фазы путем добавки в насыщающую смесь легкоплавких элементов или эвтектических составляющих.

УДК 621.793.6:669

Бельский Е.И., Ситкевич М.В., Стефанович В.А. Разработка и исследование комплексных боридных покрытий. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 6-8.

Установлена возможность получения двухкомпонентных покрытий на основе боридов железа с использованием окислов химических элементов. Разработаны составы обмазок, позволяющие проводить процессы диффузионного упрочнения стальных изделий в условиях печного нагрева. Приводятся данные об особенностях распределения легирующих элементов в боридном слое. - Ил. 2. Табл. 1.

УДК 669.35' 725

Тофпенек Р.Л., Васильева Л.А., Малашенко Л.М. Диаграммы для выбора температурно-временного режима отжига (старения) сплавов. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 9-11.

Диаграммы строятся в системе координат свойство-время-температура отжига. Показана возможность использования диаграмм для стареющих сплавов, операции старения которых предшествует деформация закаленного сплава. Приведены диаграммы, построенные по замерам ширины интерференционной линии, твердости, предела упругости для бронзы БрБ2Т. - Ил. 2.



УДК 669.131.6

Храмченков А.И., Ротенберг В.Е. Влияние микролеги-рования на стабильность структуры чугуна при повторных на-гревах. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 12-14.

Приведены результаты дилатометрических исследований влия-ния малых присадок меди, олова и сурьмы на стабильность структуры серого чугуна при повторных нагревах-охлаждениях выше  $A_{с3}$ . Наибольший эффект в стабилизации структуры оказы-вает сурьма. Микролегирование сурьмой способствует повыше-нию стойкости чугунных кокилей. - Ил. 1. Табл. 2.

УДК 669.14.018.25

Траймак Н.С., Ситкевич М.В. Износостойкость литых и деформированных инструментальных сталей. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 14-17.

Приведены результаты изучения износостойкости ряда инст-рументальных сталей в условиях, приближенных к реальным для работы горячештампового инструмента. Дан анализ причин по-вышенной износостойкости литых сталей по сравнению с дефор-мированными. - Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.785.3

Бондарь Л.А., Васильев Л.А. Термоциклирование при бо-рировании. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 17-19.

Рассмотрены вопросы повышения комплекса механических свойств путем совмещения химико-термической обработки с ма-ятниковой термоциклической обработкой. Показано, что термо-циклирование интенсифицирует процесс борирования. - Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 669.781

Кухарев Б.С., Тамело С.А., Шипош М. Износостойкость борированной стали У8. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 19-21.

Приведены данные сравнительных испытаний на износ борид-ных слоев на стали У8, полученных из различных насыщающих сред. Исследования показали, что линейная скорость износа бо-ридных покрытий с идентичным фазовым составом различна.

Использование составов для борирования с добавками FeO и NiO позволяет получать боридные слои, превышающие по износостойкости сталь карбидного класса X12. - Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.74.045:669.14

Ляхович Л.С., Пикман А.А., Поляков Б.З. Обезуглероживание углеродистых сталей при литье в керамические формы. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 22-25.

Исследовано распределение углерода в поверхностном слое отливок из углеродистых сталей, полученных литьем в керамические формы по постоянным моделям. - Ил. 2.

УДК 621.785.539

Повышение стойкости штамповой оснастки горячего деформирования металлов химико-термической обработкой / Э.П.Пучков, Г.М.Левченко, Б.З.Поляков и др. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 25-28.

Приведены данные по бороалитированию штамповой оснастки горячего деформирования металлов. В условиях Минского автомобильного завода применение бороалитирования по разработанной технологии увеличило эксплуатационную стойкость штампов и вставок из стали 5ХНМ в 1,3-2,5 раза. - Ил. 1.

УДК 669.017 + 669.295

Беляев В.И., Бусел Н.А., Девойно Д.Г. Регулирование температурного режима при импульсном упрочнении. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 28-30.

На примере упрочнения титана марки BT1-0 показано, что при обработке ударными волнами, изменяя начальную температуру материала, можно существенно изменить характер его упрочнения. - Ил. 1.

УДК 621.923 + 621.785.72

Бельский С.Е., Тофпенек Р.Л. Изменения в субструктуре поверхностного слоя инструмента в процессе финишной механической обработки. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 30-32.

Приведена методика и результаты исследования шлифованной поверхности режущего инструмента методами рентгенострук-

ктурного анализа и электронной микроскопии. Описаны особенности субструктуры шлифованного слоя. - Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 669.14.018.25:539.42

Модифицированные литые быстрорежущие стали / В.Ф.Соболев, А.С.Чаус, Р.Н.Худокормова и др. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 32-34.

Изучено влияние добавок циркония, ниобия и алюминия на вторичную твердость, ударную вязкость, тепло- и износостойкость литой быстрорежущей стали Р6М5К5. Установлено, что наиболее полезным является введение 0,1% циркония и ниобия. - Табл. 1.

УДК 621.74.045:669.14

Влияние состава формовочных смесей на структуру и свойства литых инструментальных сталей / Н.С.Траймак, В.А.Стасюлевич, Н.А.Кашуба, И.К.Филанович. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 35-37.

Приведены результаты исследований по влиянию различного состава формы на структуру, твердость поверхностного слоя и ударную вязкость литых инструментальных сталей. Установлено повышение глубины мелкозернистого поверхностного слоя отливок и его твердости в зависимости от увеличения коэффициента аккумуляции тепла. - Ил. 1. Табл. 2.

УДК 621.785.5

Формирование диффузионных хромированных слоев на стали при использовании жидкометаллической фазы / А.Ю.Хаппалаев, М.М.Абачараев, В.В.Сурков, Б.С.Кухарев. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 37-40.

Приводятся результаты экспериментальных исследований по изучению влияния добавок в карбюризатор легкоплавких составляющих (Sb + Fe) на структуру и толщину хромированного слоя стали У8. - Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.793.16

Осаждение алюминиевых покрытий пиролизом паров триизо-бутилалюминия при атмосферном давлении / А.В.Никончик,

Г.М.Левченко, Т.С.Притышкая и др. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 40–42.

Изложена методика осаждения покрытий алюминия с применением триизобутилалюминия (ТИБА) при атмосферном давлении. Использование ферроцена и пиролиз ТИБА непосредственно в реакционной камере позволяют снизить температуру осаждения на металле и металлических подложках на 50–100°C при хорошем качестве покрытий.

УДК 536.1 + 669:539.219.3

Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М., Борд Н.Ю. Диффузионный массоперенос в двухфазных системах. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 42–46.

Разработана математическая модель процесса диффузионного насыщения сталей в области температур двухфазного состояния.

Изучены закономерности роста частиц новой фазы в трехкомпонентных системах типа железо–металл–углерод.

Расчетные данные удовлетворительно коррелируются с результатами экспериментов.

УДК 621.785.539:661.65:621.365.5

Исследование диффузионного анизоморфизма боридов / Г.Г.Панич, Л.Г.Ворошнин, А.Шариф, Ю.Н.Громов. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 46–50.

Изложена методика исследования фазового состава диффузионных боридных слоев. Определены условия, при которых может быть выявлен диффузионный анизоморфизм боридов. – Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.785

Сильникова Е.Ф. Построение математической модели фестонистости алюминиевых листов. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 50–53.

Анализ литературных данных показывает противоречивость накопленных к настоящему времени результатов по влиянию режимов получения ленты на фестонистость. Показано, что это объясняется сложным взаимодействием различных факторов. На

основе собственных экспериментальных данных с помощью регрессионного анализа построены математические модели полиномиального вида фестонистости при различных режимах горячей и холодной прокатки и термических обработок.

УДК 621.744.079

Нечаев А.В., Милов А.М., Калинин Ю.К. Шунгиты Карелии и их использование в составе противопригарных покрытий. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 54-56.

Представлены рецептуры и свойства противопригарных покрытий на основе шунгита марки Ш-Х-К и результаты их испытаний на заводах станкостроения. - Табл. 2.

УДК 669.054

Ковалев П.П., Дмитриевич А.М., Иодо А.Е. Исследование влияния температуры на прочностные свойства формовочной смеси с гидрофобной противопригарной добавкой. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 57-58.

Приведены результаты высокотемпературных исследований прочности песчано-бентонитной смеси с гидрофобной добавкой ГФК-1. Установлено благоприятное влияние гидрофобной добавки на увеличение прочности смеси в зоне конденсации влаги. - Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.742.4

Исследование механизма твердения смесей с применением органоминерального связующего / А.М.Дмитрович, Д.М.Кукуй, В.А.Есепкин и др. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 59-61.

Исследован механизм твердения смесей с применением органоминерального связующего материала. Ускорение процесса твердения происходит вследствие увеличения скорости кристаллизации новообразований. - Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74

Одиночко В.Ф., Кукуй Д.М., Ковалев А.П. Методика исследования процесса электрогидравлической регенерации формовочных смесей. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 62-65.

Описана технологическая схема электрогидравлической регенерации жидкостекольных смесей, определены основные параметры процесса регенерации и приведена методика контроля качества регенерата. – Ил. 2.

УДК 621.745.34

Исследование возможности использования в ваграночной плавке природнолегированных материалов / А.Г.Слуцкий, Н.А.Фонштейн, О.А.Белый и др. – Metallurgia, 1982, вып. 16, с. 65–67.

Установлено, что использование в составе шихты до 20% ванадийсодержащего передельного чугуна позволяет повысить механические свойства выплавляемого ваграночного чугуна. Показана целесообразность применения ванадийсодержащего материала для повышения и стабилизации прочностных характеристик серого чугуна. – Табл. 3.

УДК 621.745.34

Влияние Са и Се на жидкотекучесть высокоуглеродистых сплавов железа / Д.Н.Худокормов, В.М.Королев, С.В.Дорожко и др. – Metallurgia, 1982, вып. 16, с. 67–70.

Исследовано влияние добавок Са и Се на жидкотекучесть серого и высокопрочного чугунов с разной концентрацией Р. С помощью чистых синтетических высокоуглеродистых сплавов железа установлен механизм влияния указанных присадок. – Ил. 3. Табл. 1.

УДК 669.715.018

Исследование влияния вторичных силуминов на свойства сплава АЛ4 / А.М.Галушко, В.П.Тимошенко, Б.М.Неменюк, М.И.Стриженков. – Metallurgia, 1982, вып. 16, с. 71–73.

Исследовано влияние добавок вторичных силуминов АК7 и АК5М7 на свойства сплава АЛ4. Установлено, что введение в сплав до 7,5% сплава АК7 не вызывает изменений химического состава сплава АЛ4. Последующая обработка расплава стронцием и серой или серой совместно с флюсом обеспечивает высокие механические свойства и жидкотекучесть сплава АЛ4. – Табл. 2.

УДК 621.745.34

Исследование технологического процесса плавки в дуговой печи низколегированного чугуна / А.Г.Слуцкий, С.Н.Леках, Е.И.Шитов и др. - Metallurgia, 1982, вып. 16, с. 73-75.

Проведено исследование влияния ванадийсодержащей шлако-металлической фракции на параметры плавки и механические свойства серого чугуна, выплавляемого в электродуговых печах. Установлено, что ванадий из пятиоксида усваивается на 74-80% в зависимости от количества вводимой в печь фракции, при этом на 40-60% увеличиваются механические свойства чугуна. - Табл. 3.

УДК 621.745.34

Исследование процесса внутриформенного модифицирования серого чугуна / Г.Ф.Андреев, Б.А.Чепыжов, С.Н.Леках и др. - Metallurgia, 1982, вып. 16, с. 75-78.

Исследована эффективность процесса модифицирования в форме при применении различных модификаторов (SiBa, СЦеМИШ-2 и FeSi-75).

Установлено, что наиболее эффективными модификаторами для вышеприведенного процесса являются силикобарий и СЦеМИШ-2. - Ил. 1. Табл. 2.

УДК 669.046.516

Чепыжов Б.А., Мартынюк М.Н. Влияние низкотемпературной обработки (НТО) на процесс графитизации при отжиге белого чугуна, легированного медью. - Metallurgia, 1982, вып. 16, с. 78-80.

Установлено, что легирование белого чугуна медью способствует увеличению количества центров графитизации при проведении НТО. Это в значительной степени позволяет улучшить отжигаемость белого чугуна на ковкий. - Ил. 1.

УДК 621.74.043.2:621.892

Бахмат В.А., Михальцов А.М., Карабанов А.Н. Исследование газосодержания алюминиевых отливок, полученных литьем под давлением. - Metallurgia, 1982, вып. 16, с.80-83.

Исследовано влияние скорости впуска на газосодержание алюминиевых отливок при литье под давлением с помощью усовершенствованной методики. Показана определяющая роль скорости прессования и установлена степень влияния свободного объема камеры прессования на газосодержание отливок. – Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.746.6

Тутов В.И., Крутилин А.Н. Промышленные испытания процесса непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 83–86.

Рассмотрен анализ работы отдельных узлов опытно-промышленной установки полунепрерывного литья. Приведены результаты исследований по выбору стержневых смесей и оптимальной конструкции стержня. Даны рекомендации по технологическим параметрам процесса.

УДК 621.746.6

Анализ и отработка конструкций узлов опытно-промышленной установки вертикального непрерывного литья / И.В.Земсков, Е.Б.Демченко, Г.И.Столарова и др. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 86–89.

На основе производственных испытаний проведен анализ и отработка конструкций механизма извлечения, кристаллизатора, направляющего устройства и затравочного устройства опытно-промышленной установки вертикального непрерывного литья с песчаными стержнями. – Ил. 1.

УДК 621.746.6

Тепловые и технологические особенности процесса горизонтального непрерывного литья чугуна / В.И.Тутов, В.А.Гринберг, В.С.Скотаренко и др. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с.90–92.

На основе экспериментального исследования теплового режима процесса непрерывного горизонтального литья чугуна и теоретического исследования кинетики затвердевания цилиндрических заготовок в кристаллизаторе определены реально допустимые пределы изменения основных технологических параметров для заготовок различных диаметров. – Ил. 1. Табл. 1.



УДК 621.746.6

Гурвич Э.А., Жвавый Н.П. Исследование процесса изготовления чугунных отливок при литье в кокиль. – Металлургия, 1982, вып. 16, с. 93–94.

Приведены результаты исследований по определению возможности получения чугунных отливок без отбела при литье в кокиль комбинированным методом – модифицирование металла с последующим созданием оптимального искусственного газового зазора. – Ил. 1.

УДК 621.743

Кравченко Е.В., Калиниченко А.С., Волков В.И. Исследование процесса получения отливок в комбинированных металлических формах. – Металлургия, 1982, вып. 16, с. 95–97.

Рассматривается процесс получения чугунных отливок в комбинированных металлических формах, состоящих из основного кокиля и сменных вкладышей. Анализируется температурное поле кокиля. Предложенный способ получения отливок позволяет повысить стойкость кокиля, получать отливки с заданными механическими свойствами. – Ил. 1.

УДК 621.746.6

Решение задачи затвердевания отливки в прессформе при несимметричных условиях теплообмена / В.А.Антонов, Э.А.Гурвич, Р.И.Есьман и др. – Металлургия, 1982, вып. 16, с. 97–101.

Предложено численное решение несимметричной задачи затвердевания и охлаждения отливки в прессформе, которое реализовано на ЭВМ. Имеются данные о влиянии различных технологических и конструктивных параметров на тепловой режим системы "отливка–прессформа", позволяющих выбрать оптимальные параметры при автоматизации процесса. – Ил. 3. Библиогр. 1.

УДК 621.746.6

Есьман Р.И., Антонов В.А. Решение двумерной задачи затвердевания и охлаждения отливки в прессформе на ЭВМ. – Металлургия, 1982, вып. 16, с. 101–104.

Методом сеток проведен расчет двумерного температурного поля отливки и прессформы. Реализация решения осуществлена по разработанным алгоритмам на ЭВМ. Проведен анализ полученных массивов машинного счета. Исследованы эффекты двумерности температурных полей в различные моменты формирования отливки в прессформе. – Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.746

Влияние легирующих присадок на процесс структурообразования в быстроохлаждаемом сером чугуна / Р.Н.Худокормова, В.А.Гринберг, А.Н.Крутилин, И.М.Кривошеев. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 104-106.

Приведены методика и результаты исследований структурообразования при непрерывном литье серого чугуна. Рассмотрено качественное и количественное влияние легирующих добавок Cr, Ni, Ti, Cu на формирование структуры.

УДК 621.01

Комаров О.С. Методика расчета структуры кокильных отливок из серого чугуна. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 106-112.

Процесс формирования структуры кокильных отливок из серого чугуна разбивается на отдельные этапы, для каждого из которых составляется уравнение теплового баланса, учитывающее условия теплопередачи и кинетику зарождения и роста центров кристаллизации. Решение уравнений теплового баланса на цифровых ЭВМ позволяет рассчитывать изменение дисперсности строения графита по сечению отливки. – Ил. 2.

УДК 530.1:621.74

Вейник А.А., Вейник А.И. Измерение температуры литейной формы с помощью полупроводникового термоэлектрического элемента. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 113-114.

Рассматривается полупроводниковый термоэлектрический датчик для измерения температуры формы, теплопроводность и теплоемкость которого выбираются в зависимости от теплопроводности и теплоемкости материала формы. – Библиогр. 1.

УДК 621.745.57:621.928.9

Изучение влияния ПАВ и флокулянтов на смачиваемость ваграночной пыли / Ю.П.Ледян, В.А.Есепкин, А.Т.Мельников, Н.А.Дорожкевич. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 115-117.

Приведены результаты исследования влияния ПАВ и флокулянтов на смачиваемость ваграночной пыли. Установлено, что добавки растворов ПАВ и флокулянтов в орошающую жидкость пылеуловителя способствуют повышению эффективности очистки ваграночных газов. - Библиогр. 3.

УДК 530.1:621.74

Вейник А.А., Вейник А.И. О некоторых свойствах термоизмерительного элемента для литейной формы. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 117-119.

Рассматривается феноменологическая теория полупроводникового термоэлектрического элемента для изотермических условий

УДК 621.746.6

Исследование работы литниковых устройств при вертикальном непрерывном литье с песчаными стержнями / И.В.Земсков, М.В.Жельнис, Е.Б.Демченко и др. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 120-123.

Приведены результаты исследований процесса заполнения кристаллизатора на установках вертикального непрерывного литья при разных литниковых устройствах. Показано, что при определении технологических параметров литья, кроме тепловой стороны процесса, необходимо учитывать гидродинамические особенности заполнения кристаллизатора жидким металлом.

УДК 669.14.018:25:539.42

Получение литого металлорежущего инструмента из быстрорежущей стали и анализ его износа / Е.И.Бельский, В.Ф.Соболев, А.С.Чаус и др. - *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 123-125.

Исследованы свойства литой быстрорежущей стали Р6М5, модифицированной ниобием и висмутом. Изучен механизм износа канавочных фрез. Показана целесообразность изготовления металлорежущего инструмента для работы в безударных условиях из литого металла. - Табл. 1.

УДК 621.771.23

Степаненко А.В., Сычев Н.Г., Безверхий М.С. Влияние кинематических параметров процесса прокатки с поперечным сдвигом на шероховатость поверхности тонких полос. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 126-130.

Приведены экспериментальные данные по влиянию осевого сдвига валков на шероховатость поверхности тонких полос. Показана перспективность использования процесса продольной прокатки с поперечным сдвигом для значительного уменьшения, регулирования и повышения стабильности показателя шероховатости  $R_a$ . - Ил. 1.

УДК 621.983.44

Добровольский И.Г., Шаповалов В.И. О критерии оценки эффективности конструкций ротационных матриц планетарного типа, оснащенных телами качения. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 129-133.

На основании кинематического анализа раскатных головок для ротационной вытяжки дан вывод скоростного коэффициента; отмечены его физический смысл и значение как критерия оценки эффективности конструкций ротационных матриц. - Ил. 2. Библиогр. 3.

УДК 621.983.3.01

Овчинников П.С., Булах В.Н., Мехед И.Н. Исследование гидромеханической вытяжки нержавеющей стали. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 133-136.

Приведена схема штампа для гидромеханической вытяжки. Исследована вытяжка нержавеющей стали, установлены оптимальные величины усилия прижима и предельных коэффициентов вытяжки. - Ил. 2. Табл. 1.

УДК 621.983:621.9.048

Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В., Степаненко А.В. Точностные и качественные характеристики тонкостенных оболочек при ротационной вытяжке с ультразвуком. - Металлургия, 1982, вып. 16, с. 137-139.

Приведены результаты исследований ротационной вытяжки шариковой матрицей с ультразвуком. Показана эффективность действия ультразвука с целью увеличения точностных и качественных характеристик получаемых изделий. – Ил. 1.

УДК 666.1.032

Логачев М.В., Чайка В.А. Ультразвуковое прессование заготовок оптических деталей. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 139–142.

Исследован процесс прессования оптических заготовок с применением ультразвуковых колебаний в зависимости от температуры формы, продолжительности прессования и амплитудно-силовых характеристик. – Ил. 1.

УДК 669 – 419.4:539.4

Воронов С.В., Девойно Д.Г. Об определении прочности соединения слоев биметалла. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 143–145.

Представлена методика проведения прочностных испытаний биметаллов, полученных методом сварки взрывом и ее апробация при обработке параметров соединения алюминия с медью. – Ил. 2.

УДК 621.751

Автоматизированное проектирование схем и технологии раскроя рулонной стали / М.К.Добровольская, А.Н.Дубодел, Т.А.Зайцева, Н.И.Кравцевич. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с.145–148.

Рассматриваются основные принципы автоматизации технологии раскроя рулонной стали на базе применения современной вычислительной техники, что позволяет снизить нормы расхода материала и трудоемкость проектирования, повысить качество технологического проектирования раскроя рулонной стали.

УДК 621.73.073

Интенсификация процесса изготовления деталей методом глубокой вытяжки / В.Н.Булах, П.С.Овчинников, И.Н.Мехед, Н.И.Стрикель. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 148–151.

Приводятся результаты экспериментальных исследований по определению предельных коэффициентов вытяжки в трактрисных матрицах от относительной толщины заготовки для нержавеющей стали X18H10T и латуни Л63М. Дана методика расчета профиля трактрисных матриц. Показана эффективность применения матриц с трактрисным профилем. — Ил. 2. Табл. 1.

УДК 621.73.001.5

Красневский С.М., Макушок Е.М., Шукин В.Я. Исследование восстановления пластичности в процессе отжига. — Металлургия, 1982, вып. 16, с. 152-154.

Изучено влияние показателя напряженного состояния, температуры и времени отжига на восстановление пластичности, исчерпанной в результате предварительной холодной деформации. Найдены критические степени предварительной деформации, при которых происходит полное восстановление пластичности — в процессе отжига. — Ил. 1.

УДК 621.91.01

Дмитрович Д.И., Калиновская Т.В., Масаковская А.С. Исследование напряженного состояния на начальной стадии среза стружки. — Металлургия, 1982, вып. 16, с. 154-156.

Методом муара в условиях плоской деформации экспериментально исследовалось напряженное состояние начальной стадии среза стружки. Были получены эпюры напряжений на свободной и контактной поверхностях и установлено, что под режущим инструментом на начальной стадии деформирования реализуется схема всестороннего сжатия, а распределение напряжений на контактной поверхности является отображением напряженного состояния на главной линии сдвига. — Ил. 1.

УДК 531.43:539.375.6

Белый А.В. Некоторые особенности напряженно-деформированного состояния при контактном взаимодействии материалов с покрытиями. — Металлургия, 1982, вып. 16, с. 157-160.

Приведен расчет напряженно-деформированного состояния при контактном взаимодействии для модели вязко-упругое покрытие на упругом полупространстве. Результаты расчета применены

для анализа фрикционных характеристик материалов, работающих в условиях избирательного переноса. – Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

Винерский С.Н. Волочение труб на самоустанавливающейся оправке с применением ультразвука. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 160–162.

Установлено, что эффективность воздействия радиальных колебаний волокна выше, чем продольных, причем она снижается с увеличением вытяжки по стенке и скорости волочения. Показано, что применение ультразвука позволяет повысить степень деформации за проход. – Ил. 1.

УДК 531.781.2

Дьяконов О.М. Энергетические условия подobia плоской и осесимметричной прошивки. – *Металлургия*, 1982, вып. 16, с. 162–167.

Сформулированы энергетические условия подobia плоской и осесимметричной прошивки. Найдены соотношения геометрических размеров плоского и осесимметричного штампов, при которых параметры осесимметричной ударной прошивки можно рассчитывать по формулам плоской деформации. – Ил. 1. Библиогр. 3.