

Министерство высшего и среднего специального
образования БССР

Белорусский ордена Трудового Красного Знамени
политехнический институт

РЕСПУБЛИКАНСКИЕ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЕ СБОРНИКИ

МЕТАЛЛУРГИЯ

ВЫПУСК 14

Минск "Вышэйшая школа" 1980

669
М 54

Главный редактор

В.С.Пашенко, 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 Л.С.Ляхович

М $\frac{31000 - 051}{М304(05) - 80}$ 72 - 80 2601000000

© Издательство "Высшая школа", 1980

1. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.785.53

*Л.А.Васильев, Б.С.Кухарев, С.Н.Левитан,
Л.П.Фомина*

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НИКЕЛИРОВАННОЙ СТАЛИ 45 НА РЕЗУЛЬТАТЫ ПОСЛЕДУЮЩЕГО ДИФФУЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ

В работе исследовано влияние условий термообработки никельфосфорных покрытий, осаждаемых на углеродистые стали, на структурные особенности и кинетику формирования диффузионных карбидных слоев, получаемых при последующей диффузионной металлизации никелированной стали 45.

Процесс диффузионного насыщения осуществлялся из алюминотермических смесей следующего состава (% по массе): 38% Al_2O_3 + 18% Al + 42% Cr_2O_3 + 2% NH_4Cl .

Никелирование образцов проводилось по общепринятой методике из кислого электролита следующего состава (г/л): никель хлористый – 21; гипофосфит натрия – 24; уксуснокислый натрий – 10. Температура электролита – 90°C, время химической обработки 1 ч, рН5, толщина никелевого осадка – 10–12 мкм.

Исследовано влияние различных температур (200, 300, 400, 500, 600°C) изотермической выдержки на результаты диффузионного насыщения хромом при 1000°C. Установлено, что толщина карбидного слоя при температурах насыщения 900–950°C и $\tau=7$ ч возрастает с 3–7 мкм до 30–35 мкм в случае использования предварительного нанесения никель-фосфорного слоя. Использование изотермической выдержки при 400°C в течение 4 ч последующей высокотемпературной (950°C) выдержкой в насыщающей среде в течение 3 ч позволило получить карбидный слой толщиной 50–60 мкм. Уменьшение температуры изотермической выдержки с 400 до 200°C либо увеличение до 600°C вызывает снижение толщины диффузионных слоев. Так, насыщение никелированных образцов без предварительной термообработки при 1000°C в течение 3 ч приводит к образованию карбидного слоя толщиной 35–40 мкм. Предварительная выдержка никелированных образцов при 200 и 300°C в течение 4 ч приводит к снижению толщины кар-

бидного слоя до 25 мкм (режим диффузионного насыщения остается таким же). Изотермическая выдержка при 400°C перед высокотемпературным насыщением способствует увеличению карбидного слоя до 50–55 мкм. Дальнейшее повышение температуры предварительной обработки вызывает уменьшение толщины диффузионного слоя до результатов, получаемых без предварительной обработки.

Изменение температуры изотермической выдержки от 200 до 600°C вызывает изменения в структуре диффузионного слоя: доля включений твердого раствора колеблется от 0 до 50%. Это обеспечивает возможность дальнейшего увеличения толщины слоя при повышении времени высокотемпературной выдержки (в данном случае она соответствовала 3 ч).

Влияние длительности предварительной обработки при 400°C изучалось на никелированных образцах. При этом время изотермической выдержки составляло 1, 3, 5 и 7 ч. Температура насыщения равнялась 1000°C. Проведенные исследования позволили установить, что увеличение длительности низкотемпературной выдержки приводит к увеличению толщины и сплошности получаемого карбидного слоя. Наиболее четко последнее наблюдается при небольшой продолжительности высокотемпературной выдержки; увеличение продолжительности насыщения до 5 ч и выше приводит к уменьшению влияния низкотемпературных выдержек. Так, при $\tau_{\text{нас}}=1\text{ч}$ толщина диффузионного слоя равняется 20–25 мкм, содержание карбидной составляющей в слое – 55–60%. Использование предварительной изотермической выдержки в течение 5 ч вызывает увеличение содержания карбидной составляющей в слое до 100%.

Увеличение продолжительности высокотемпературной обработки до 5 ч способствует формированию диффузионных слоев толщиной 50 и 55 мкм при 80–100%-ном содержании карбидной составляющей в слое. Проведение предварительной изотермической выдержки при 400°C в течение 5 ч приводит к увеличению толщины диффузионного слоя до 60 и 65 мкм.

Наиболее сильное влияние предварительная изотермическая выдержка никелированных сталей оказывает при понижении температур диффузионного насыщения. Так, если при температуре насыщения 1000°C толщина слоя увеличивается на 15–20%, то при температуре насыщения 950°C толщина слоя увеличивается практически вдвое.

Проведенные исследования по изучению влияния предварительной низкотемпературной обработки на результаты последующего диффузионного хромирования показали, что варьирование всеми параметрами обработки позволяет получать различные по структуре и толщине диффузионные слои. Кроме того, возможно снижение температуры и времени диффузионного насыщения.

Изучение влияния структуры диффузионного слоя на жаростойкость (при 900 и 950°C) и кислотостойкость (в водных растворах неорганических

ких кислот (H_2SO_4 , HCl , HNO_3) проводилось на образцах, прошедших различные режимы предварительной и окончательной обработки.

Полученные данные свидетельствуют о получении высоких показателей жаро- и коррозионных свойств исследуемых диффузионных слоев. Анализ результатов испытаний и изучение структур исследуемых диффузионных слоев позволили сделать вывод о том, что наилучшей кислотостойкостью данные покрытия обладают в 10%-ном водном растворе серной кислоты; независимо от режимов обработки они превышают кислотостойкость карбидных покрытий, полученных традиционным способом без предварительного нанесения Ni-P осадка, в 6 раз.

Получение высоких коррозионных свойств диффузионных покрытий возможно при формировании гомогенных покрытий, что достигается либо уменьшением температуры и времени химико-термической обработки (получение слоя типа твердого раствора без выхода карбидных включений на поверхность), либо при получении сплошного карбидного слоя (увеличение температуры и времени насыщения, либо при использовании предварительных изотермических выдержек при 200–400⁰С).

Достаточно высокой жаростойкостью обладают лишь покрытия, состоящие из сплошного карбидного слоя.

УДК 621.785.53

Ф.И.Пантелеенко, Л.С.Ляхович, Б.С.Кухарев

О КЛАССИФИКАЦИИ СПОСОБОВ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ПРОЦЕССОВ ХИМИКО–ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Несмотря на значительное количество работ, направленных на решение актуальной проблемы интенсификации процессов химико-термической обработки, отсутствует классификация способов интенсификации. Необходимость такой систематизации бесспорна. Отсутствие ее, на наш взгляд, можно объяснить отчасти недостаточной изученностью сущности некоторых способов интенсификации и в большей степени затруднениями в выборе основополагающих классификационных признаков, по которым можно было бы произвести четкую дифференциацию. В данной работе сделана попытка систематизации способов интенсификации, основываясь на анализе видов интенсифицирующих воздействий, применяемых при химико-термической обработке металлов и сплавов (рис. 1).

Как известно, любой процесс химико-термической обработки включает три элементарных процесса: образование во внешней среде активных

атомов насыщающего элемента, их адсорбцию и диффузию. Тот или иной способ интенсификации может существенно ускорять протекание одного или двух элементарных процессов или чаще всего может одновременно ускорять протекание всех трех процессов. В большинстве случаев лимитирующим химико-термическую обработку является процесс диффузии.

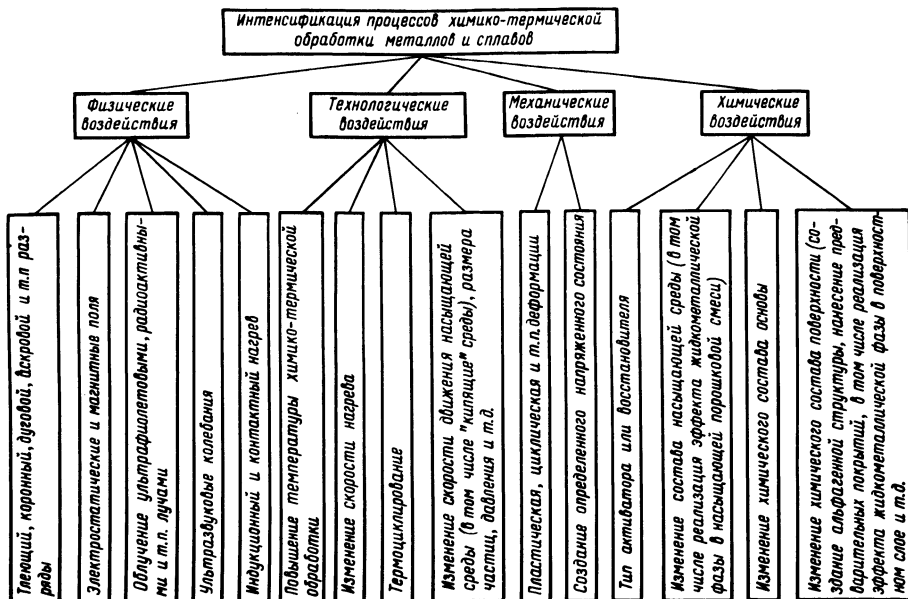


Рис. 1. Классификация по воздействиям способов интенсификации процессов химико-термической обработки металлов и сплавов .

Анализируя способы интенсификации с этой точки зрения и с учетом их эффективности и экономичности, можно выделить наиболее перспективные, на наш взгляд, способы: использование тлеющего и коронного разрядов, "кипящих" сред, применение индукционного и контактного нагревов, способы, основанные на создании в насыщающей смеси жидкометаллической фазы. Последние способы интенсификации представляют интерес также с точки зрения простоты их осуществления, отсутствия надобности в сложных дорогостоящих установках.

Это подтверждает целесообразность проведения работы по интенсификации процессов химико-термической обработки металлов и сплавов в направлении реализации эффекта жидкометаллической фазы.

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ДИФФУЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Одним из простых и эффективных способов интенсификации процесса хромирования является способ, предусматривающий предварительное цинкование стали. Цинкование может быть проведено любым известным в настоящее время способом. Нагрев до температур последующего хромирования необходимо производить так, чтобы обеспечить протекание в слое всех фазовых превращений в соответствии с диаграммой состояния Fe—Zn и исключить полное оплавление поверхности. Это достигается регламентированием скорости нагрева или предварительной термообработкой цинкованных изделий.

Предварительное цинкование углеродистых сталей 45, У8, У12 перед хромированием позволяет увеличить толщину хромированного слоя при прочих равных условиях в 2—11 раз. Цинкование проводили диффузионным путем. Экспериментально установленный наилучший режим цинкования: $t = 700^{\circ}\text{C}$, $\tau = 0,5\text{—}3$ ч, состав смеси $20\%\text{Zn} + 78\%\text{Al}_2\text{O}_3 + 2\%\text{NH}_4\text{Cl}$. Хромирование цинкованных углеродистых сталей проводили в предварительно восстановленной алюминиотермической смеси состава: $38\%\text{Al}_2\text{O}_3 + 18\%\text{Al} + 42\%\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\%\text{NH}_4\text{Cl}$ при температурах $t = 850\text{—}1050^{\circ}\text{C}$ в течение $\tau = 2\text{—}8$ ч. Результаты по хромированию углеродистых сталей с предварительным цинкованием приведены в табл. 1. При обычном хромировании толщина слоя не превышает 20—30 мкм. Исследования строения и состава полученных хромированных слоев, проведенные с помощью металлографического, дюрOMETрического, рентгеновского, фазового и микрорентгеноспектрального методов анализа, показали, что в слоях может находиться от 20 до 100% карбидной фазы $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6 + (\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$, содержащей до 71% хрома и включения α -твердого раствора хрома и цинка в железе, содержащие до 47% хрома и 5,5% цинка. Микротвердость карбидной фазы составляет 1600—2100 кгс/мм². Строение и состав хромированных слоев в большой степени зависят не только от условий хромирования, но и от условий цинкования и химического состава стали.

Следует отметить, что хромированные слои имеют совершенно иной характер строения, чем после хромирования по обычной технологии. Несомненно это сказывается и на свойствах слоя.

Исследование износостойкости, жаро- и коррозионной стойкости углеродистых сталей, хромированных по новой технологии, позволило установить возможность повышения износостойкости до двух раз по сравнению со сталью, хромированной без предварительного цинкования.

Т а б л и ц а 1. Влияние температуры и продолжительности процесса хромирования на толщину диффузионных слоев на предварительно цинкованных углеродистых сталях

Марка стали	τ , Г	Толщина слоя, мкм		
		850°С	950°С	1050°С
Сталь 45	2	35	38	55
	4	39	51	64
	6	44	58	75
	8	48	63	88
Сталь У8	2	39	42	61
	4	45	50	65
	6	53	57	66
	8	58	63	70
Сталь У12	2	62	68	77
	4	67	73	80
	6	70	79	86
	8	71	80	90

Опробование новой технологии диффузионного хромирования на быстроизнашивающихся деталях гидрообъемной трансмиссии трактора МТЗ-80Б показало перспективность промышленного использования разработанного способа упрочнения.

УДК 621.785.53

Н.Г.Кухарева, Л.Н.Пантелеенко

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДИФфуЗИОННЫХ ЦИНКОВЫХ СЛОЯХ*

В данной работе представлены результаты исследования фазовых превращений, протекающих в диффузионных цинковых слоях стали 45, полученных цинкованием в порошковой смеси: $20\%Zn + 78\%Al_2O_3 + 2NH_4Cl$ при температуре 700°С ($\tau = 1$ ч), при последующей термической обработке ($t = 500-800^\circ C, \tau = 1$ ч).

*Работа выполнена под руководством докт.техн.наук Л.Г.Ворошнина.

Выбор объекта исследования обусловлен малой изученностью и своеобразием диффузионных слоев, формирующихся при температуре насыщения, равной 700°C: диффузионный слой в этом случае не отвечает однофазным областям изотермического разреза диаграммы Fe—Zn при температуре насыщения, а состоит из гетерофазных областей $\alpha + \Gamma$ - и $\delta + \Gamma$ -фаз.

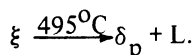
После указанной обработки на стали 45 формируется диффузионный слой толщиной 70 мкм, состоящий из зоны $\alpha + \Gamma$ -фаз толщиной 15 мкм и зоны δ -фазы с включениями Γ -фазы толщиной 55 мкм. У поверхности плотность включений Γ -фазы несколько выше, а сами включения дисперснее. Рентгеноструктурным анализом зафиксировано присутствие в слое небольших количеств ξ -фазы. Изучение атомного и концентрационного распределений железа и цинка в диффузионном слое полностью подтверждали описанные явления.

Чтобы исключить влияние побочных факторов на результаты исследования, термическую обработку цинкованных сталей проводили в атмосфере аргона. Высокотемпературное состояние упрочняемого слоя фиксировали охлаждением в воде.

Изотермическая выдержка в течение 1 ч при 500°C не приводит к радикальным изменениям в структуре цинкового слоя. Сравнение структуры слоя до и после термической обработки свидетельствует о том, что в нем несколько (с 15 до 20 мкм) выросла зона $\alpha + \Gamma$ -фаз, сохранилась зона почти сплошной δ -фазы толщиной 25—30 мкм с концентрацией цинка до 90%. Над зоной фазы расположена зона смеси $\Gamma + \delta$ -фаз (10—20 мкм) с содержанием цинка 77—88%. Твердый раствор на границе слой-сердцевина содержал 19%Zn.

В поверхностной зоне слоя, состоявшей ранее из смеси $\delta + \Gamma$ -фаз, значительно возросла доля Γ -фазы.

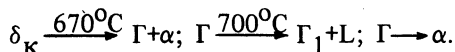
На расстоянии до 20 мкм от поверхности зафиксировано образование системы микрокапилляров. Образование системы микрокапилляров является следствием испарения цинка. Наиболее активно процесс испарения протекает из участков, в которых концентрация цинка максимальна. Такими участками при 500°C в первую очередь являются места расположения жидкометаллической фазы, образующейся из включений ξ -фазы по перитектической реакции



Рассмотренные в работе процессы с повышением температуры термообработки в значительной мере интенсифицируются. После 1 ч выдержки при 600°C с поверхности диффузионный слой представляет собой α -твердый раствор, за которым следует смесь $\Gamma + \alpha$ -фаз толщиной до 45 мкм. Это свидетельствует о весьма интенсивном удалении цинка из слоя. Трансформация высокоцинкидных фаз в Γ - и α -фазу идет за счет протекания пери-

тектической реакции $\delta_p \xrightarrow{530^\circ\text{C}} \delta_k + L$ за счет испарения цинка. Испарение цинка в свою очередь интенсифицирует образование разветвленной сообщающейся системы микрокапилляров.

Повышение температуры изотермической выдержки до 700°C сопровождается дальнейшей трансформацией высокоцинкидных фаз в бедные цинком соединения



Последняя реакция полностью обусловлена испарением цинка. После часовой выдержки при 700°C диффузионный слой состоит полностью из α -фазы — твердого раствора цинка в α -железе с концентрацией цинка порядка 6%. С поверхности слоя и на границе слой-сердцевина концентрация цинка достигает 19–20%, что соответствует растворимости цинка в α -железе. Присутствие жидкометаллической фазы в слое облегчает удаление из него цинка и формирование по всему бывшему цинковому слою открытой пористости, составляющей около 20% от объема слоя и представляющей систему микрокапилляров с линейными размерами 5–7 мкм.

Пористость образуется лишь в тех участках слоя, где ранее присутствовали ее высокоцинкидные фазы Γ и δ .

Аналогичные превращения имеют место и при непрерывном нагреве, но со скоростями не более 100–120 град/мин. В противоположном случае диффузионный слой полностью оплавляется.

Наиболее важные моменты фазовых превращений при термической обработке в цинковых покрытиях с точки зрения их влияния на химико-термическую обработку сталей с цинковыми подложками сводятся к следующему: присутствие в слое при температурах термообработки (500 – 700°C) в локальных объемах слоя жидкометаллической фазы; стабилизация цинком α -фазы (железа с решеткой ОЦК); формирование развитой сообщающейся системы микрокапилляров за счет интенсивного испарения цинка из мест расположения жидкометаллической фазы, (явление, описанное в данной работе впервые).

Эти особенности фазовых превращений в цинковых покрытиях оказывают исключительно сильное влияние на кинетику и механизм формирования диффузионных слоев при химико-термической обработке предварительно цинкованных сталей.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ДИФфуЗИОННЫМИ СЛОЯМИ НА ОСНОВЕ ХРОМА И АЛЮМИНИЯ

В работе показана возможность и представлены результаты исследования коррозионной стойкости диффузионно-упрочненных сталей: армко-железа, сталей 45, У10, Х18Н10Т — с использованием потенциостатического метода.

Химико-термическая обработка железо-углеродистых сплавов осуществлялась из алюминотермических порошковых сред (табл. 1) при температуре 1100°C в течение 6 ч.

Поляризационные кривые, полученные методом потенциостатической поляризации на потенциостате П-5827М, были сняты в 10%-ной азотной кислоте для всех указанных материалов после химико-термической обработки.

Для материалов в исходном состоянии поляризационные кривые удалось снять только для армко-железа и стали Х18Н10Т, так как по отношению к остальным исследуемым сталям 10%-ная азотная кислота является слишком сильным окислителем.

Состав раствора и его температура в процессе экспериментов оставались постоянными. Поэтому в наших исследованиях положение и форма поляризационных кривых определялись фазовым составом и структурой диффузионных слоев, а также химическим составом сталей.

На поляризационной кривой (рис. 1) можно выделить три основных области: активного состояния — I, пассивного — II; транспассивного состояния — III.

Т а б л и ц а 1. Составы насыщающих сред

Состав насыщающей среды, % по массе

39% Al₂O₃ + 12% Al + 48% Cr₂O₃ + 1% NH₄Cl

39% Al₂O₃ + 18% Al + 42% Cr₂O₃ + 1% NH₄Cl

39% Al₂O₃ + 24% Al + 36% Cr₂O₃ + 1% NH₄Cl

39% Al₂O₃ + 30% Al + 30% Cr₂O₃ + 1% NH₄Cl

Электрохимические характеристики каждой области на поляризационных кривых, необходимые для оценки коррозионной стойкости сталей в исходном состоянии и диффузионно-упрочненных сталей, приведены в табл. 2.

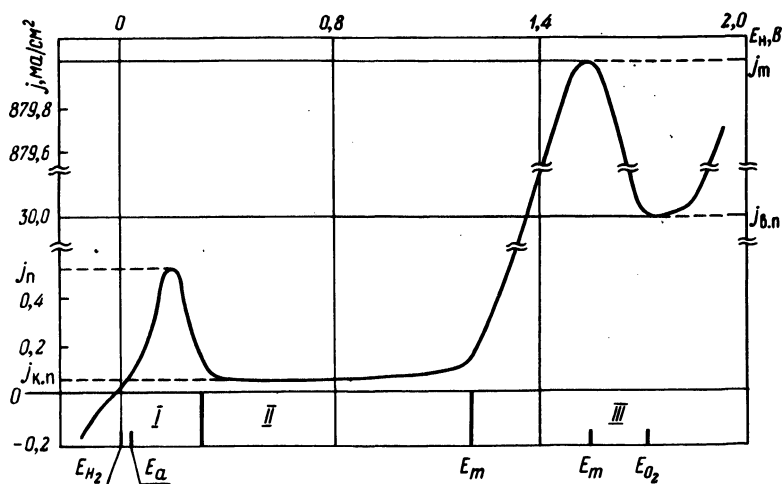


Рис. 1. Потенциостатическая поляризационная кривая армо-железа после ХТО (состав 1) при $\frac{dE}{dt} = 1$ мВ/с в водном 10%-ном растворе HNO_3 .

Учитывая вышеизложенное, сравнение полученных электрохимических характеристик (табл. 2) позволяет сделать следующие выводы:

1. В активной области наилучшие результаты получены для армо-железа с диффузионным слоем α -твердого раствора хрома в железе (12% Al в насыщающей смеси).

Для сталей 45 и У10 коррозионная стойкость в активном состоянии максимальна в том случае, если на их поверхности формируется диффузионный слой, состоящий из зоны карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и $(Cr, Fe)_7C_3$ и зоны упорядоченного твердого раствора Fe_3Al , легированного хромом, и α -твердого раствора хрома и алюминия в железе (18% Al в насыщающей смеси).

2. В пассивной области максимальной коррозионной стойкостью обладает армо-железо с коррозионным слоем α -твердого раствора хрома в железе (12% Al в насыщающей смеси) и армо-железо с диффузионным слоем упорядоченного твердого раствора $FeAl$ и Fe_3Al (30% Al в насыщающей смеси).

Т а б л и ц а 2. Электрохимические характеристики исследуемых материалов

Состав насыщающей среды	Марка стали	Коррозионные свойства сталей						
		Стойкость в активном состоянии		Способность к пассивации	Стойкость в транс-пассивном состоянии	Стойкость в пассивном состоянии	Вторичная пассивность	Ширина области пассивного состояния
		$E_{a,В}$	$E_a - E_{H_2,В}$	j_T а/см ²	$j_{кор.п'}$ а/см ²	$j_{в.п'}$ а/см	$j_{в.п'}$ а/см ²	$E_T - E_{п'}$ В
1	Армко	+0,35	0,18	$1,45 \cdot 10^{-4}$	$5 \cdot 10^{-2}$	$1,45 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-2}$	0,45
	Сталь 45	0	0,05	$2 \cdot 10^{-4}$	$6,4 \cdot 10^{-1}$	$8,4 \cdot 10^{-5}$	$5 \cdot 10^{-1}$	0,65
	Сталь У10	+0,05	0,02	$5 \cdot 10^{-4}$	$8 \cdot 10^{-1}$	$5 \cdot 10^{-4}$	$1,15 \cdot 10^{-1}$	0,32
2		+0,08	0,03	$1,15 \cdot 10^{-2}$	$8 \cdot 10^{-1}$	$1,15 \cdot 10^{-2}$	$1,1 \cdot 10^{-1}$	0,45
	Сталь 45	+0,12	0,06	$1,8 \cdot 10^{-2}$	1,15а	$1,8 \cdot 10^{-2}$	$4,6 \cdot 10^{-1}$	0,5
	Сталь У10	+0,2	0,05	$3 \cdot 10^{-5}$	1,1а	$1,7 \cdot 10^{-6}$	$3,1 \cdot 10^{-1}$	0,45
3		+0,14	0,05	$4,8 \cdot 10^{-4}$	$8,8 \cdot 10^{-1}$	$1,9 \cdot 10^{-5}$	$2,6 \cdot 10^{-2}$	0,42
	Сталь 45	-0,06	0,06	$5,4 \cdot 10^{-4}$	$9,4 \cdot 10^{-1}$	$4,6 \cdot 10^{-4}$	$9 \cdot 10^{-2}$	0,9
	Сталь У10	0	0,08	$3 \cdot 10^{-4}$	$8 \cdot 10^{-1}$	$3 \cdot 10^{-4}$	$1,3 \cdot 10^{-1}$	0,3
4		+0,12	0,14	$9,2 \cdot 10^{-5}$	$4,4 \cdot 10^{-3}$	$9,2 \cdot 10^{-5}$	$2,6 \cdot 10^{-3}$	0,75
	Сталь 45	-0,05	0,09	$1 \cdot 10^{-3}$	$5,8 \cdot 10^{-1}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$1,4 \cdot 10^{-1}$	0,70
	Сталь У10	+0,06	0,1	$1,45 \cdot 10^{-3}$	—	$8 \cdot 10^{-8}$	—	0,5
Без ХТО	X18H9T	+0,3	0,13	$2,1 \cdot 10^{-4}$	—	$2,1 \cdot 10^{-4}$	—	0,60
	Армко	+0,14	0,03	$1,8 \cdot 10^{-3}$	—	$1,8 \cdot 10^{-3}$	—	0,45

Для сталей 45 и У10 самые благоприятные условия с точки зрения коррозии создаются в том случае, если диффузионные слои состоят соответственно из карбидов хрома (12% Al в насыщающей смеси) и упорядоченного твердого раствора Fe₃Al, легированного хромом, и α-твердого раствора хрома и алюминия в железе (18%Al в насыщающей смеси).

3. Наибольшей коррозионной стойкостью в 10%-ной азотной кислоте из исследуемых материалов обладают диффузионно-упрочненные стали с минимальным (армко-железо) и максимальным (сталь У10) содержанием углерода.

*Л.Г.Ворошнин, П.А.Витязь, А.Х.Насыбулин,
Н.П.Гребнев, Б.М.Хусид*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГОМОГЕНИЗАЦИИ И ХИМИКО–ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Анализируя структуры спеченных материалов, можно заметить, что они даже в пределах одного материала в различных областях отличаются количеством частиц той или иной составляющей, их расположением и т.д. Поэтому они являются структурами хаотическими [1]. Проводить расчеты диффузионного перераспределения элементов в системах с хаотическими структурами сложно, а порой и невозможно. Сделав расчеты процессов диффузии в какой-то одной области, нельзя утверждать, что точно также происходят они в другой части хаотической системы. Абсолютно точное исследование диффузионного массопереноса можно провести, зная достоверно структуру и концентрационное распределение элементов всего изделия. Задача определения этих величин для всей системы сама по себе является сложной и, кроме того, она становится в подавляющем большинстве случаев неразрешимой даже для ЭВМ. В то же время металлографические и физические исследования многих систем показывают, что помимо различия, в хаотических структурах имеется и много общего. Например, изотропность систем, устойчивость и сохранение формы частиц [1], одинаковое среднее количество частиц одного состава в различных областях. Это дает основания использовать при теоретических исследованиях диффузионного массопереноса какую-то среднюю элементарную ячейку – модель системы, диффузионные процессы в которой дают представление о диффузионном перераспределении элементов во всем материале в целом. Следует отметить, что модель должна отражать геометрические и физические свойства реальной системы и соответствовать описанным в данной работе структурам. Полученная с помощью модели теоретическая структура называется упорядоченной [1]. Разработка моделей в большой степени является субъективной [1]. Для одной и той же системы можно предложить несколько моделей [2]. Хотя эти модели визуально резко отличаются, но качественные и даже количественные результаты расчетов по ним различаются незначительно.

При моделировании многокомпонентной системы рассмотрим простейший случай, когда она получена прессованием смеси двух порошков различного химического и гранулометрического состава и является либо структурой с включениями, либо структурой с взаимопроникающими компонентами. Предполагаем, как и в [2], система после прессования без-

пористая или по крайней мере процент пористости низок. Обозначим* порошки состава c_1 , образующие основу через А, а порошки "бедной" [2] составляющей (т.е. той, которой в смеси меньше) состава c_2 через В. Если включения В имеют форму, близкую к сферической, и располагаются в матрице основы в виде гранецентрированной кубической решетки, то модель будет иметь вид, как на рис. 1.

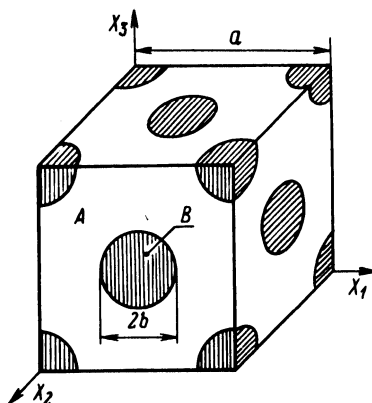


Рис. 1. Элементарная ячейка в виде гранецентрированной решетки со сферическими включениями.

В этой модели возможно использовать и другие правильные формы частиц. В случае сферических включений обеспечивается возможность исследовать на одной модели смеси концентрацию включений от 0 до 73,79% по объему. Такая ячейка дает возможность решать как задачи гомогенизации, так и задачи химико-термической обработки (ХТО). Например, если насыщение одним или несколькими элементами происходит с поверхности $x_1 = 0$ (рис. 1), то среднюю элементарную "ячейку" для такой задачи можно выбрать в виде полубесконечного параллелепипеда, достраивая первый куб аналогичными в сторону увеличения x_1 . Определяя экспериментально b — средний радиус частиц порошка сорта В, имеющего сферическую форму и являющуюся включением, а также его объемное содержание в прессовке f , можно легко определить размер a элементарного куба следующим образом. В кубе содержится 4 полных шара и их объем $v = \frac{16}{3} \pi b^3$. Объем всей элементарной ячейки a^3 . Поэтому доля порошка

$fa^3 = \frac{16}{3} \pi b^3$, откуда $a = 2b \sqrt[3]{\frac{2\pi}{3f}}$. ХТО подвергают как непосредственно

спрессованные изделия, так и прошедшие предварительное спекание или горячее прессование, а также другие виды обработки. При повышенных

* i — компонента вектора относится к i — компоненту системы.

температурах происходит перераспределение элементов, и в системе не будет резких перепадов концентраций составляющих ее компонент, как в прессовках, не подвергнутых отжигу. Достоинством применения разностных схем является возможность по единой программе проводить расчеты диффузионного массопереноса для всего технологического цикла.

Информацию о начальном распределении концентраций компонент в последнем случае дают металлографические исследования, проводимые с помощью микроанализатора "Сатеса". Согласно принципу Кавальери-Аккера [3], доля структурной составляющей в объеме сплава, на площади его сечения и на линии, проходящей через сплав, одинакова. Аналогичное утверждение справедливо и для концентрационного распределения компоненты. Если проводить микроанализ по элементам, первоначально содержащихся в частицах В, то пики на распределении дадут концентрации в центрах сфер (рис. 1). Концентрации легирующих элементов будут плавно снижаться к областям, не содержащим первоначально частицы В. Метод определения величины a прежний, т.е. эта величина рассчитывается исходя из объемного соотношения в смеси порошков и среднего размера включений, вычисленного по экспериментально наблюдаемому распределению легирующих элементов. Если какой-либо элемент из порошка В в процессе обра-

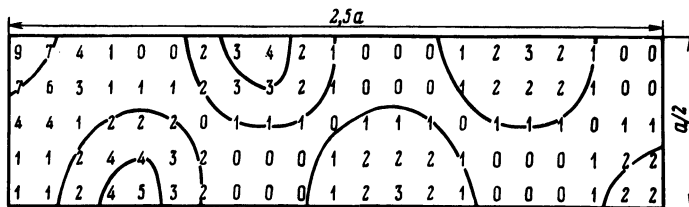


Рис. 2. Распределение углерода в системе Fe—Cr—C после 0,5 ч отжига при 1020°С. Символ "0" соответствует значению 0,47 ат.%, символ "9" — 4,9 ат. %. Остальные символы присвоены значениям, лежащим между этими экстремумами. Показано сечение параллелепипеда элементарной "ячейки" плоскостью $x_3 = 200$ мкм.

ботки, проводимой перед ХТО, успел продиффундировать по всему объему, то в местах, первоначально не содержащих частицы В, он будет образовывать какой-то переменный "фон". Для задачи, описанной вначале, средний размер частиц порошка ХЗО был $b=100$ мкм. Расчеты показали, что величина $a=400$ мкм. Величина среднего "фона" хрома в системе перед цементацией оказалась 3% (по массе), а средняя величина пика в центрах порошинок 12% (по массе). Были проведены расчеты цементации этой системы с ис-

пользованием элементарной "ячейки" в виде полубесконечного параллелепипеда, построенного с помощью куба с гранецентрированным расположением центров областей повышенного содержания хрома (рис. 2). Результаты расчетов вполне удовлетворительно согласуются с экспериментом.

Л и т е р а т у р а

1. Ду ль н е в Г.Н., З а р и ч н я к Ю.П. Теплопроводность смесей и композиционных материалов. — Л., 1974. 2. Р а й ч е н к о А.И. Диффузионные расчеты для порошковых смесей. — Киев, 1969. 3. Ч е р н я в с к и й К.С. Стереология в металловедении. — М., 1977.

УДК 669.781

Е.Ф.Керженцева

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ДИФфуЗИОННО—УПРОЧНЕННЫХ В ПАСТАХ СТАЛЕЙ*

Исследована износостойкость в условиях сухого трения скольжения боридных, бороалюминиевых, хромовых, хромкремниевых и хромтитановых слоев, полученных в пастах.

В состав паст входили наполнитель: насыщающая смесь и связующее вещество. Хромовые, хромкремниевые и хромтитановые слои были получены в алюмотермических насыщающих смесях. Боридные и бороалюминиевые слои были получены в насыщающих смесях на основе борного ангидрида и карбида бора.

Некоторые составы применяемых насыщающих смесей: хромирование (100% [30% Al_2O_3 + 70% (70% Cr_2O_3 + 30% Al) + 5% NH_4Cl]); хромсилицирование (100% { 30% Al_2O_3 + 70% [30% Al + 70%(75% Cr_2O_3 + 25% SiO_2)] } + 5% NH_4Cl); борирование (80% B_4C + 20% Na_3AlF_6); бороалитирование (80% [90% B_4C + 10%Al] + 20% Na_3AlF_6).

В качестве связующего вещества был использован гидролизированный этилсиликат и смесь ацетона с клеями на основе фенолоформальдегидных смол, модифицированных поливинилбутиралем.

Испытания на изнашивание проводили на машине типа МИ. Образец (10 x 10 x 15 мм) с притертыми торцами подвергали диффузионному упрочнению. Затем, закрепив неподвижно, его изнашивали в паре с образцом из стали P18 (наружный диаметр 40 мм, толщина 10 мм, HRC 60–62). Пара-

*Работа выполнена под руководством докт.техн.наук Л.Г.Ворошнича.

раметры испытаний: скорость скольжения 1,2 м/с, удельное давление 16 кгс/см², путь трения 500, 750 и 1000 м. Износ определяли по потере массы, мгс.

Установлено, что износостойкость углеродистых сталей значительно повышается при нанесении диффузионных слоев (табл. 1). Причем нанесение карбидохромовых слоев повышает износостойкость сталей 45 и У8 в 3–6 раз, а боридных и бороалюминиевых – в 7–18 раз.

Следует отметить, что наиболее эффективными с точки зрения износостойкости в условиях сухого трения скольжения являются бороалитированные слои, полученные из паст на основе карбида бора. Это относится как к углеродистым, так и к инструментальным сталям.

С повышением содержания углерода в стали эффект поверхностного упрочнения выше. Так, потеря массы при изнашивании диффузионно-уп-

Т а б л и ц а 1. Износостойкость диффузионно-упрочненных в пастах сталей в условиях сухого трения скольжения

Тип покрытий	Путь трения	Потеря массы, мгс					
		45	У8	ХВГ	Х12Ф1	5ХНМ	ДИ-23
Хромирование	500	15,0	4,8	4,4	4,1	3,7	3,4
	750	19,7	7,9	9,8	7,9	5,9	4,5
	1000	31,4	10,2	15,0	12,4	9,0	4,1
Хромосилицирование	500	5,0	4,3	5,2	2,3	2,0	4,1
	750	7,8	6,6	9,8	4,96	3,8	8,95
	1000	14,6	7,9	17,4	12,4	6,5	12,0
Хромотитанирование	500	10,4	4,4	2,9	4,9	4,4	3,1
	750	19,7	7,9	5,4	7,9	8,2	3,6
	1000	24,4	13,2	7,8	15,3	8,1	4,0
Борирование (на основе В ₄ С)	500	2,4	2,6	3,6	1,9	1,6	1,1
	750	4,4	4,9	4,5	3,1	2,7	1,7
	1000	7,0	5,6	5,0	3,9	2,7	2,2
Бороалитирование (на основе В ₄ С)	500	2,2	1,9	1,3	1,3	2,0	1,3
	750	4,1	3,3	2,0	1,98	2,9	2,4
	1000	5,0	3,9	2,2	2,2	3,6	4,4
Бороалитирование (на основе В ₂ О ₃)	500	3,2	1,5	2,3	1,8	1,5	1,5
	750	6,0	2,6	4,5	2,8	2,3	2,2
	1000	12,4	3,0	9,9	3,9	4,0	2,7
Без покрытия	500	56,4	25,2	36,6	27,6	27,9	23,5
	750	78,6	39,4	58,9	39,7	41,2	35,8
	1000	90,4	42,1	74,9	47,3	48,8	40,7

роченной стали У8 значительно ниже, чем стали 45. Это наблюдается при нанесении и карбидохромовых, и боридных слоев.

При сравнении износостойкости инструментальных сталей ХВГ, Х12Ф1, 5ХНМ, ДИ-23 (45Х3В3МФС) после термообработки и после диффузионного упрочнения с последующей термообработкой было обнаружено, что стали, содержащие в большем количестве карбидообразующие элементы, изнашиваются меньше. В закаленном и отпущенном состоянии наибольшей износостойкостью обладает сталь ДИ-23, износостойкость сталей Х12Ф1 и 5ХНМ близка, а низколегированной стали ХВГ в 1,5 меньше стали ДИ-23 и в 1,3 раза меньше сталей Х12Ф1 и 5ХНМ.

Для стали ХВГ наиболее предпочтительны, с точки зрения износостойкости, алюминотермическое хромотитанирование и бороалитирование из насыщающей смеси на основе карбида бора (повышение стойкости в 10 и 34 раза соответственно), для стали Х12Ф1 – борирование и бороалитирование (повышение стойкости в 12 и 22 раза), для стали 5ХНМ – хромосилицирование и бороалитирование из насыщающей смеси на основе борного ангидрида (повышение стойкости в 8 и 18 раз соответственно). Для стали ДИ-23 могут быть рекомендованы все исследованные процессы диффузионного упрочнения, позволяющие повысить износостойкость в 10–18 раз.

УДК 669.781

*Г.В.Борисенок, Ю.В.Туров, Ю.Н.Громов,
О.Б.Кутасов*

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИКО–ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КОБАЛЬТА КАК СВЯЗКИ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

В работе предпринята попытка смоделировать химический состав кобальтовой связи твердых сплавов типа ВК путем последовательного насыщения кобальта марки К1 вольфрамом и углеродом, а также исследовать с помощью металлографического и дюрOMETрического методов анализа структуру и твердость получаемых диффузионных слоев после химико-термической обработки и термообработки (закалки и старения).

Для получения на кобальте вольфрамированных слоев исследовались порошковые алюминотермические составы, содержащие окись вольфрама (поставщик атомов вольфрама) и порошок алюминия (восстановитель) в различных соотношениях, а также постоянное количество (30% по массе) окиси алюминия (“инертная” добавка) и хлористого аммония (2% по массе) – активатора. Насыщение проводили при температуре 1050⁰С в течение 4 и 6ч.

После вольфрамирования проводили цементацию образцов кобальта при температуре 950⁰С, продолжительности 4 ч в составе (% по массе): 90% древесный уголь, 10% сода (Na₂CO₃

Т а б л и ц а 1. Влияние состава смеси и продолжительности насыщения на толщину диффузионных слоев на кобальте

Соотношение в смеси WO_3/Al	Толщина диффузионного слоя (мкм) за время насыщения (ч)			
	4	6	4	6
	После ХТО-1		после ХТО-2	
9/1	7--10	60	100	150
4/1	28--30	80	140	190
1,5/1	185	210	240	300
0,6/1	300	350	420	500
0,25/1	820	950	900	1100

В табл. 1 приведены результаты диффузионного насыщения кобальта вольфрамом (ХТО-1), вольфрамом и углеродом (ХТО-2) в исследованных составах.

Из табл. 1 видно, что по мере уменьшения окиси вольфрама в насыщающей смеси (при соотношении меньшем, чем 4/1) толщина диффузионных слоев резко увеличивается, что обусловлено одновременной диффузией в кобальт алюминия и вольфрама. Последующая цементация приводит к увеличению толщины диффузионных слоев за счет насыщения углеродом и их "диффузионного рассасывания" при дополнительной изотермической выдержке.

После всего цикла химико-термической обработки образцы кобальта подвергали закалке с температуры 950–1050°C в масле и старению при 400 и 500°C в течение 1, 3, 5 и 10 ч.

Результаты дюрометрического анализа показали, что микротвердость поверхностных объемов (не более 100 мкм от поверхности) диффузионных слоев, полученных в составах при соотношении WO_3/Al как 9/1...4/1 и после дальнейшей цементации, колеблется после закалки в пределах 750... 800 кгс/мм². Дополнительное старение при температурах 400...500°C в течение 1--10 ч приводит к снижению твердости до уровня 400...500 кгс/мм².

Это позволило сделать предположение, что закалка может повысить эксплуатационную стойкость изделий из твердых сплавов типа ВК. Лабораторные испытания неперетачиваемых пластин из твердого сплава ВК8, подвергнутых закалке с температуры 950°C, показали повышение их эксплуатационной стойкости при точении ковкого чугуна (режим резания: скорость – 100 м/мин; подача – 0,2 мм/об; глубина – 1,0 мм) в 1,5 раза.

ПРОЧНОСТЬ СЦЕПЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ САМОФЛЮСЮЩИХСЯ
ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

При разработке технологии наплавки твердых самофлюсующихся сплавов важно обеспечить высокую прочность зоны сплавления, так как она во многом определяет работоспособность деталей. Установлено, что в зависимости от способа и режима нанесения покрытия прочность сцепления самофлюсующихся сплавов с основным металлом может изменяться от 11 до 40 кгс/мм² [1].

В данной работе определялась прочность сцепления $\sigma_{\text{сц}}$ в зоне сплавления, полученной при печной наплавке сплава ПГ-СР4 (ГОСТ 21448-75) на малоуглеродистую сталь 20. Исследование проводилось на основе методики определения $\sigma_{\text{сц}}$ путем выдавливания штифта [2]. Изучено влияние температуры ($T = 1000-1250^{\circ}\text{C}$), времени выдержки (τ до 600 с) и скорости нагрева ($v = 3-20$ град/с) при толщине покрытия 3 мм. Прочность сцепления определяли как отношение разрушающего усилия к площади отрыва, измеренной на инструментальном микроскопе МБИ-1.

Результаты опытов показывают, что, изменяя режим наплавки, можно повысить прочность сцепления в зоне сплавления (рис. 1). При относительно низких температурах наплавки (1020°C) и малых выдержках (1-2 мин) прочность сцепления не превышает 15 ± 2 кгс/мм². Разрушение при этом происходит по шлаковым включениям, либо микропорам.

Увеличение температуры приводит к росту прочности сцепления. Максимальное значение $\sigma_{\text{сц}}$ 48 ± 4 кгс/мм² имели образцы, наплавленные при 1150°C за время 5 мин. В мелкозернистом изломе просматриваются мелкие (~ 1 мкм) лепесткообразные фасетки, на фоне которых заметны отдельные ровные площадки правильной многоугольной формы — кристаллы избыточной фазы. Трещины в этом случае развиваются только в наплавленном металле, предпочтительно по границе между эвтектической и заэвтектической зонами.

При перегревах в режиме 1200°C , 5-10 мин прочность сцепления снижается и составляет 32 ± 2 кгс/мм². Это можно объяснить изменением химического состава зоны сплавления за счет встречной диффузии. Траектория излома при этом контролируется прослойкой γ -фазы и трещины распространяются, как правило, по этим прослойкам. Уменьшение содержания карборидной фазы в зоне сплавления способствует пластической деформации микрообъемов перед разрушением. Об этом свидетельствует изменение внешнего вида фасеток скола прослойки γ -раствора и появление гладких поверхностей разрушения. Необходимо отметить, что ни в одном

случае не наблюдалось разрушение по основанию дендритов, характерное для аналогичного испытания наплавленного сормайтa. Лишь на нескольких образцах разрушение произошло по диффузионной зоне, примыкающей к линии сплавления со стороны основного металла.

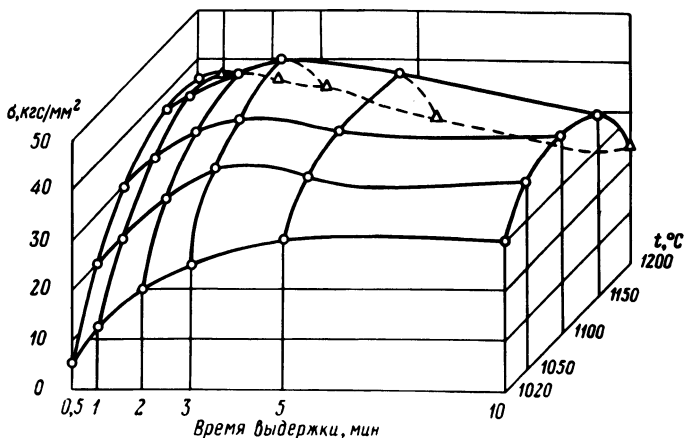


Рис. 1. Зависимость прочности сцепления (σ) твердосплавного покрытия со сталью 20 от температурно-временных параметров наплавки.

Изучение влияния времени (t) нагрева на величину $\sigma_{\text{сц}}$ показало, что наибольшие изменения прочность сцепления претерпевает при малых выдержках (до 3 мин) от начала нагрева, в интервале 3–5 мин она достигает своего наибольшего значения для данной температуры, затем незначительно снижается и при более длительном нагреве остается постоянной. Увеличение скорости нагрева приводит к снижению прочности сцепления покрытия с подложкой.

Л и т е р а т у р а

1. Д о р о ж к и н Н.Н. Упрочнение и восстановление деталей машин металлическими порошками. — Минск, 1975.
2. Т к а ч е в В.Н. Индукционная наплавка твердых сплавов. — М., 1970.

Л.Г. Ворошнин, Г.В. Борисенко,
Н.И. Иваницкий, Ю.Н. Громов

СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С ИЗНОСОСТОЙКИМИ КАРБИДНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Данная работа посвящена изучению влияния покрытий из карбидов хрома, ниобия и смеси карбидов хром-титана, титан-ниобия, хром-ниобия, нанесенных термодиффузионным методом, на прочностные характеристики твердых сплавов. Покрытия наносили в порошковых смесях по режимам (табл. 1), выбранным на основании стойкостных испытаний.

Стойкость твердых сплавов ВК8, ВК10М, Т15К6 с различными карбидными покрытиями возрастает до 4 раз как при обработке углеродистых сталей, так и жаропрочных сплавов.

Исследования механических свойств проводили на твердых сплавах, представляющих все три группы классификации ISO : ТТ20К9-Р25, ТТ10К8Б-М20 и ВК6-К20.

Предел прочности при поперечном изгибе определяли по методике ГОСТ 20019-74. Использовали шлифованные штабики размером 5 x 5 x 35

Т а б л и ц а 1. Режимы химико-термической обработки твердых сплавов

Процесс	Температура, °С	Продолжительность, ч	Соотношение основных компонентов
Хромирование	1000	3	100%Cr
Ниобирование	1000	3	100%Nb
Хромо-титанирование	1000	4,5	Cr:Ti = 45:55
Титано-ниобирование	1000	3,5	Ti:Nb = 80:20
Хромо-ниобирование	1000	2,5	Cr:Nb = 30:70

Т а б л и ц а 2. Предел прочности при поперечном изгибе твердого сплава ТТ20К9 с различными карбидными покрытиями

Вид покрытия	Толщина слоя, мкм	$\sigma_{\text{и}}$, кгс/мм ²	f , %
Исходный	—	161,1	14,5
Cr – Ti	12–15	133,3	7,3
Ti – Nb	8–12	132,9	5,1
Cr – Nb	12–15	104,1	3,9

из сплава ТТ20К9. Испытание проводили сосредоточенной нагрузкой, приложенной в середине пролета, на машине английской фирмы "INSTRON-1195" при скорости нагружения 1 мм/мин. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

Из данных табл. 2 следует, что самое высокое значение имеют твердые сплавы с покрытием Ti-Cr и Ti-Nb и уменьшается коэффициент вариации для образцов с покрытиями.

Влияние нанесения покрытия на твердость образцов исследовали при нагрузке 10 кгс на приборе Виккерса и при нагрузке 60 кгс на приборе Роквелла. Испытывали по 5 образцам на вариант, причем на образец наносили 5 отпечатков при каждой нагрузке (табл. 3).

Нанесение покрытия повышает твердость образцов при измерении на приборе Виккерса и незначительно снижает твердость по шкале А прибора Роквелла. Это может быть связано с растрескиванием покрытия при внедрении индентора.

Т а б л и ц а 3. Влияние покрытия на твердость твердых сплавов

Вид покрытия	ВК6			ТТ10К8Б		
	толщина слоя, мкм	HV	HRA	толщина слоя, мкм	HV	HRA
Исходный	—	1420	88,0	—	1530	89,0
Cr	5-7	1850	85,3	7-10	1850	86,0
Nb	7-10	1680	84,1	8-12	1850	83,2
Cr-Ti	7-10	2290	87,6	12-16	3200	88,4
Ti-Nb	5-7	2830	86,9	8-12	1850	87,8
Cr-Nb	10-15	2320	87,8	10-15	2190	88,5

Т а б л и ц а 4. Шероховатость поверхности твердых сплавов после ХТО

Вид покрытия	ВК6		ТТ10К8Б	
	R _a , мкм	класс шероховатости поверхности	R _a , мкм	класс шероховатости поверхности
Исходный	0,22-0,26	9а-9б	0,23-0,26	9а-9б
Cr	0,19-0,23	9б-9в	0,26-0,29	9а
Nb	0,66-0,77	7в	0,4 -0,45	8б
Cr-Ti	0,61-0,62	8а	0,52-0,6	8а
Ti-Nb	0,61-0,72	7в-8а	0,4 -0,52	8а-8б
Cr-Nb	0,70-0,80	7в	0,90-0,91	7б

Шероховатость поверхности образцов измеряли на профилографе-профилометре мод. 201 завода "Калибр" (табл. 4). По величине среднего арифметического отклонения профиля R_a , определяемого на пяти участках поверхности, устанавливали класс шероховатости. Шероховатость покрытий на 1—2 класса превышает шероховатость исходной поверхности, за исключением хромирования, когда шероховатость остается постоянной и даже уменьшается.

УДК 621.785.5

*В.Ф.Протасевич, А.А.Стефанович,
В.В.Миронович*

СТРУКТУРА ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ НА СТАЛЯХ ПРИ ТИТАНИРОВАНИИ В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ*

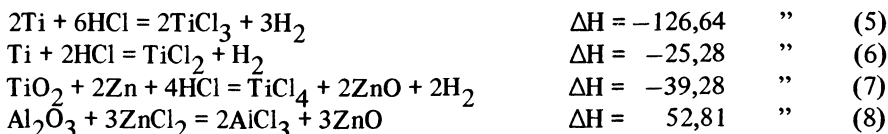
В работе изучено строение диффузионных титанированных слоев, полученных при насыщении в порошковых средах (на основе порошка титана и окиси алюминия), на различных марках сталей, включающих низко-, средне- и высокоуглеродистые стали, а также быстрорежущие, штамповые и сталь типа 20Х13. Структура титанированного слоя на сталях, обработанных в данных средах, определяется главным образом количеством углерода в стали и составом насыщающей среды.

На кафедре "МиТОМ" БПИ разработан способ получения карбидных диффузионных слоев с предварительным цинкованием, обеспечивающий увеличение толщины карбидного слоя при одновременном уменьшении его скальваемости. С целью устранения многоступенчатости обработки (цинкование + титанирование + цементация) и сведения его в один процесс нами была предложена насыщающая смесь с добавкой $ZnCl_2$. Введением хлористого цинка достигается уменьшение хрупкости карбидного слоя, улучшение сцепляемости с основой и увеличение его толщины.

Термодинамические расчеты подтверждают возможность активизации насыщающей смеси хлористым цинком и образования свободного цинка. Рассмотрим возможные реакции, происходящие в насыщающей среде, с указанием тепловых эффектов.



*Работа выполнена под руководством докт.техн.наук Л.С.Ляховича.



Анализ приведенных уравнений позволяет предположить, что введенный в смесь хлористый цинк является источником свободного цинка (реакция (3)), способствует хлорированию титана (реакции (4) – (6)), разрушению окисной пленки, покрывающей порошок титана (реакция (7)), и появлению в смеси хлористого алюминия (реакция (8)). Дальнейшее разложение хлористого алюминия может привести к появлению в смеси свободного алюминия. Необходимо отметить, что при титанировании в смеси, содержащей порошок титана, окись алюминия, хлористый аммоний и хлористый цинк, спектральным анализом обнаружено присутствие алюминия на поверхности обработанных сталей. Количество алюминия колеблется при изменении условий титанирования от 2 до 18%.

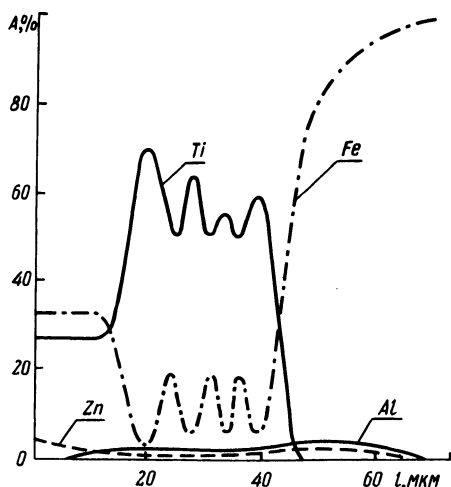


Рис. 1. Распределение элементов в титанированном слое на стали У8.

Подтверждением приведенной схемы протекания реакций (1) – (8) выступает тепловой эффект, появляющийся только в тех смесях, где NH_4Cl и ZnCl_2 присутствуют совместно. При отсутствии одного из этих компонентов смеси (ZnCl_2 или NH_4Cl) тепловой эффект не обнаруживается.

Хорошая сцепляемость карбидной зоны с подложкой высокоуглеродистых сталей при насыщении в используемой нами смеси объясняется гетерогенным строением карбидной зоны. Распределение элементов (A) в диффузионном слое на стали У8 показано на рис. 1. Результаты полуколичественного микрорентгеноспектрального анализа подтверждают гетерогенность карбидной зоны, находящейся под слоем интерметаллидов. С по-

верхности в диффузионном слое формируется или зона, состоящая из смеси карбида титана и титанидов, или слой титанидов железа. Под карбидной зоной образуется темнотравящаяся зона и зона твердого раствора, толщина которой расширяется от 7 до 25 мкм при увеличении температуры насыщения.

Титанирование легированных сталей X12M, 7X3, P6M5, 20X13 приводит к образованию на их поверхности зоны карбида титана, толщина которой может достигать 25, 20, 8 и 7 мкм соответственно. Карбидная зона на стали X12M и 7X3 имеет гетерогенное строение.

Под карбидной зоной на стали X12M образуется зона твердого раствора с выделениями карбидов основы. Микротвердость карбидной зоны достигает $H50 = 2060 \text{ кгс/мм}^2$ (температура насыщения – 1100°C , время – 4 ч). Структура титанированного слоя на стали 7X3 состоит из четырех зон. С поверхности формируется карбидная зона с микротвердостью до $H50 = 2140 \text{ кгс/мм}^2$ (температура насыщения 1000°C , время насыщения – 6 ч). Далее идет темно-травящаяся зона, отделяющая карбидную зону от обезуглероженной. Непосредственно с основной граничит троститная зона с микротвердостью $H50 = 300 \text{ кгс/мм}^2$ и толщиной до 60 мкм.

На всех изученных сталях возможно образование над карбидной зоной интерметаллидного слоя, состоящего из фаз TiFe_2 и Ti_2Fe . Насыщение в смеси, содержащей хлористый цинк в количестве от 2,5 до 7,5%, приводит к появлению титанидов преимущественно тогда, когда количество хлористого цинка находится на верхнем уровне.

Измерение параметра решетки карбида титана, образующегося на сталях У8, X12M, P6M5, 7X3 и 20X13, дало следующие значения соответственно: 4,325...4,331Å; 4,323...4,325Å; 4,319...4,325Å; 4,319...4,321Å; 4,313...4,321Å.

УДК 621.785.5

А.А.Пикман, Б.З.Поляков

ПРИБЛИЖЕННЫЙ РАСЧЕТ ЦЕМЕНТАЦИИ В УСЛОВИЯХ АТЕРМИЧЕСКОЙ ДИФфуЗИИ*

Цементация охлаждающейся в литейной форме отливки является атермической в отличие от широко распространенной изотермической, протекающей при постоянной температуре. Основными факторами, определяющими толщину цементованного слоя и распределение в нем углерода при атермической цементации, являются температура начала T_H и окончания

*Работа выполнена под руководством докт. техн. наук Л.С.Ляховича.

T_K подачи карбюратора в форму, а также скорость охлаждения отливки. При нерегулируемом охлаждении отливки в форме скорость охлаждения зависит от температуры, однако в интервале цементации $T_H \dots T_K$ (850°C) может быть приближенно принята постоянной.

Для разработки технологии цементации в процессе литья необходима методика приближенного расчета толщины диффузионного слоя и распределения в нем углерода в условиях атермической диффузии, включающая зависимость коэффициента диффузии от температуры. В качестве исходной для приближенного расчета толщины цементованного слоя h при атермической цементации используем известную формулу [1]

$$h = k\sqrt{D\tau} - p,$$

где D – коэффициент диффузии углерода в аустените при температуре цементации, $\text{см}^2/\text{с}$; τ – время цементации, с; k – коэффициент, определяемый принятой толщиной слоя (для слоя, включающего заэвтектоидную, эвтектоидную и половину переходной зон, $k = 2$); p – коэффициент, зависящий от насыщающей среды (в нашем случае $p = 0,2$).

Для элементарного промежутка времени $\Delta\tau_i$ приращение толщины слоя

$$(p + \Delta h_i)^2 = 4D\Delta\tau_i.$$

Заменив $\Delta\tau_i$ равным $\Delta T_i/v$, где ΔT_i – элементарный температурный интервал; v – скорость охлаждения поверхности отливки; с учетом зависимости коэффициента диффузии D углерода в аустените от температуры [2]

$$D = (0,04 + 0,08 \cdot C) \exp\left(-\frac{31500}{RT}\right)$$

получим для стали с исходной концентрацией углерода 0,2%

$$h^2 = 0,224 \cdot v^{-1} \int_{T_H}^{T_K} \exp\left(-\frac{31500}{RT}\right) \cdot dt. \quad (1)$$

Результаты расчета толщины цементованного слоя для различных температурных интервалов цементации отливки из сплава Fe + 0,2%С представлены на рис. 1.

Для расчета распределения углерода по глубине цементованного слоя при атермической диффузии используем в качестве исходного уравнение диффузии в условиях неограниченной подачи углерода к поверхности полубесконечной отливки в виде [2]

$$\frac{C_{x\tau} - C_{\text{нач}}}{C_{\text{пред}} - C_{\text{нач}}} = \Phi\left(-\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right), \quad (2)$$

где $C_{\text{пред}}$ – предельная концентрация углерода, устанавливающаяся на поверхности с момента начала цементации и сохраняющаяся постоянной.

Существенным для расчета по (2) является значение предельно достижимой концентрации $C_{\text{пред}}$. В приближенных расчетах изотермической цементации $C_{\text{пред}}$ принимают равной углеродному потенциалу, предельной растворимости углерода в аустените или соответствующим цементиту. Из (2) следует, что $C_{\text{пред}}$ является эмпирическим коэффициентом, вводимым вместо $C_{\text{пов}}$ для приближения результатов расчета к экспериментальным данным. Следовательно, $C_{\text{пред}}$ может принимать значения, отличные от указанных выше. Для определения $C_{\text{пред}}$ применительно к условиям атермической диффузии рассчитаем по (1) практическую толщину слоя и, подставив ее в (2), найдем

$$\Phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = \Phi\left(\frac{h}{2\sqrt{Dt}}\right) = \Phi 1.$$

Принимая $C_h = 0,5\%$, $C_{\text{нач}} = 0,2\%$, получим

$$C_{\text{пред}} = 0,2 + \frac{0,4}{\Phi 1}.$$

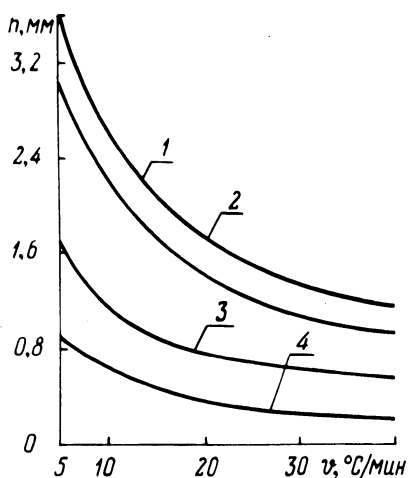


Рис. 1. Зависимость толщины цементованного слоя (h) от начальной температуры цементации и скорости охлаждения (v) отливки T_H и V :

1 - 1450°C; 2 - 1400°C; 3 - 1300°C; 4 - 1200°C.

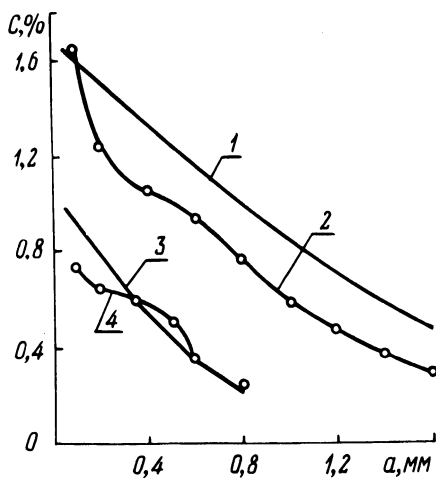


Рис. 2. Распределение углерода в цементованном слое:

1, 2 - расчет и эксперимент для $T_H = 1400^\circ\text{C}$ и $V = 15^\circ\text{C}/\text{мин}$; 3, 4 - расчет и эксперимент для $T_H = 1250^\circ\text{C}$ и $V = 25^\circ\text{C}/\text{мин}$.

Решая далее (2) относительно $C_{x, \tau}$, получим распределение углерода в цементованном слое, для чего необходимо подставить в (2) вычисленное для данного режима интегральное значение \sqrt{Dt} и для конкретных x опре-

делить значение правой части. Обозначив $\Phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ через Φ_2 , получим

$$C_{x,t} = 0,2\left[1 + \frac{\Phi_2}{\Phi_1}\right]. \quad (3)$$

На рис. 2 представлены расчетное и экспериментальное (определенное послойным химическим анализом) распределение углерода в поверхностном слое стали 20Л при охлаждении ее в керамической литейной форме с одновременной цементацией в интервале 1400...850°C и 1250...850°C со скоростями охлаждения 15 и 25 °/мин соответственно. Расчет распределения углерода по предложенной методике удовлетворительно соответствует эксперименту для поверхностной зоны слоя при относительно небольших скоростях охлаждения и больших значениях начальной температуры цементации T_H , а для цементованного слоя, напротив, — при больших скоростях охлаждения и меньших T_H .

Анализ результатов расчетов показывает, что определяющее влияние на толщину цементованного слоя оказывает скорость охлаждения отливки. Температура поверхности отливки существенно влияет до 1150°C, при более низких температурах интенсивность цементации стремится к нулю. Весьма перспективной является организация технологического процесса с регулируемой скоростью охлаждения — замедленной в интервале 1400...1300°C для обеспечения цементации и дальнейшей повышенной с уменьшенной подачей карбюризатора для предотвращения обезуглероживания поверхности отливки.

Л и т е р а т у р а

1. З а м я т и н М.М. Расчет процессов химико-термической обработки стали на основе теории диффузии. — Л., 1966. 2. П о п о в А.А. Теоретические основы химико-термической обработки стали. — Свердловск, 1962.

УДК 669.018.25

Б.З.Поляков, А.А.Пикман, В.А.Штукарь

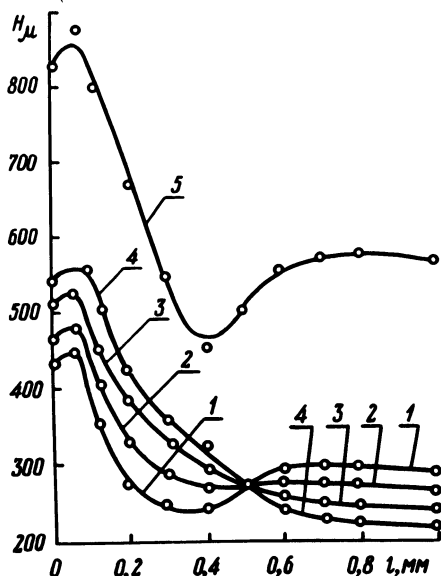
АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛИ 40ХЛ В ПРОЦЕССЕ ЛИТЬЯ

Нами исследовано влияние массивности отливки из стали 40ХЛ и последующей закалки на твердость азотированного в процессе литья поверхностного слоя. Керамические формы после заливки их сталью 40ХЛ продували аммиаком в течение 60 мин с расходом 240 л/ч при давлении 0,5 кгс/см². Исследованные отливки диаметром 57, 77, 96 и 112 мм имели

светлую, без следов окалины поверхность. Более массивные отливки медленнее охлаждаются в форме, что увеличивает время диффузионного насыщения поверхности и соответственно толщину азотированного слоя от 0,29 мм для отливок диаметром 57 мм до 0,72 мм для отливок диаметром 112 мм. Азотированный слой отливок имеет трехфазное строение резко отличающееся по травимости в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте. Поверхностная часть слоя толщиной 0,035 до 0,14 мм при микроструктурном анализе представляется светлой, так как она содержит γ -фазу, остаточный аустенит, мартенсит и феррит, легированные азотом, и обладает повышенной коррозионной стойкостью. Далее располагается зона несколько пониженной травимости с иглообразными выделениями фазы, свойственными мартенситу, с которой граничит зона с характерным строением эвтектоида. Сердцевина имеет феррито-перлитную структуру, как и у обычных неазотированных отливок. Диффузионный слой обладает повышенной твердостью в литом состоянии. Распределение микротвердости по глубине азотированного слоя, представленное на рис. 1, является следствием распределения азо-

Рис. 1. Изменение микротвердости (Н) по толщине (l) слоя при различном диаметре отливки:

1 — 55 мм; 2 — 77; 3 — 96;
4 — 112; 5 — 112 мм, закалка с 840°C;



та, углерода и хрома в результате имеющей место неравновесной первичной кристаллизации, а также структуры слоя. Определяющее влияние на распределение микротвердости оказывает, очевидно, скорость охлаждения (массивность отливки). Время охлаждения отливок диаметром 57–112 мм до 500°C составляет соответственно 60–120 мин. С увеличением диаметра отливки твердость поверхности после охлаждения возрастает с 460 до 540 кгс/мм². Максимальная микротвердость наблюдается на расстоянии 0,05 мм от поверхности. Продувка формы аммиаком способствует прете-

канию первичной кристаллизации в неравновесных условиях, что в наибольшей степени сказывается на перераспределении углерода и хрома, по-видимому, в отливке диаметром 112 мм; в результате микротвердость на расстоянии 1 мм от поверхности уменьшилась до 220 кгс/мм².

Термическую обработку азотированных отливок для предотвращения деазотирования проводили в защитных обмазках. Закалка с 840°C увеличила микротвердость поверхности до 820, а максимальную микротвердость до 900 кгс/мм² в результате образования в поверхностном слое азотистого мартенсита. Структура сердцевины — мелкоигльчатый мартенсит с твердостью 480–500 кгс/мм². Микротвердость отливок после отпуска для снятия напряжений (180°C, 2 ч, без предварительной закалки) не претерпевает существенного изменения.

Таким образом, закалка азотированной в процессе литья стали 40ХЛ, выполненная с защитой от деазотирования поверхности, значительно повышает твердость поверхности отливки, причем значение твердости отливки соответствует получаемой при обычных режимах низкотемпературного азотирования.

УДК 621.785:5:669.14

Б. Т. Павлова, Н. Д. Рашков

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ДИФфуЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ ВАНАДИЕМ И ВАНАДИЕМ С БОРОМ

Важным аспектом технического прогресса является всемерное повышение коррозионной стойкости металлов. Химико-термическая обработка, обеспечивающая резкое изменение свойств поверхностных слоев деталей, один из наиболее эффективных путей борьбы с коррозионным разрушением наиболее распространенных металлических материалов.

К перспективным методам повышения коррозионной стойкости сталей можно отнести диффузионное обогащение поверхностного слоя ванадием. Однако практическое внедрение этого метода затруднено из-за малой изученности кинетики процесса и свойств получаемых диффузионных слоев, в частности их коррозионной стойкости. Особенно мало изучен вопрос о влиянии на коррозионную стойкость борированных сталей совместного насыщения ванадием, например, с бором при осуществлении такого широко известного процесса, как борирование.

При выполнении экспериментов в настоящей работе использован метод упрочнения в порошкообразных средах. Экспериментальные образцы (цилиндры высотой 15 мм и диаметром 15 мм) загружали в контейнеры, засы-

пали смесью и создавали герметизирующий затвор на основе жидкого стекла.

Образцы изготавливали из следующих материалов: сталь 45, У8А, Х12, 12ХН3А, 20Х. В качестве критерия коррозионной стойкости послужила потеря массы образцами в заданный промежуток времени в 34%-ном водном растворе HNO_3 . Изменение массы образцов определяли взвешиванием с точностью $\pm 0,0002$ г. Наряду с образцами, подвергнутыми насыщению, испытывались также и контрольные, без диффузионной обработки. Испытание последних осуществлялось в нормализованном состоянии.

Результаты испытаний представлены в табл. 1.

Таким образом, выполненные эксперименты показали высокую коррозионную стойкость ванадированных образцов по сравнению с подвергнутыми комплексному насыщению бором и ванадием и в особенности с конт-

Т а б л и ц а 1. Результаты испытаний коррозионной стойкости

Сталь	Продолжительность выдержки, ч	Потеря массы, %		
		контрольный опыт	ванадирование	совместное насыщение
45	48	25,40	0,32	7,52
	96	41,70	0,46	8,80
	168	45,10	0,52	10,62
	240	52,90	0,58	11,42
У8А	48	20,88	0,15	12,53
	96	28,60	0,41	13,14
	168	35,50	0,47	13,92
	240	38,05	0,61	14,33
12ХН3А	48	16,46	1,34	10,58
	96	22,40	2,47	13,35
	168	24,18	3,30	13,75
	240	26,20	3,54	14,03
20Х	48	23,45	0,72	6,60
	96	28,40	1,15	10,45
	168	29,59	1,28	13,02
	240	30,21	1,41	15,24
Х12	48	14,21	0,21	1,71
	96	17,30	0,29	2,41
	168	18,46	0,35	2,68
	240	19,10	0,38	2,83

рольными — после обычной термической обработки. Показано также, что защитное влияние исследуемых процессов химико-термической обработки в значительной мере зависит от марки стали.

УДК 669.14.018.25

Е.И.Бельский, Н.С.Траймак, В.А.Стасюлевич

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СТАЛЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ

Исследования в работе проведены на углеродистых сталях. Температура закалки определена на основании литературных сведений. Отпуск проведен на твердость, приближенную к рекомендуемым при термоусталостных испытаниях штамповым материалам. Режимы термообработки и значения твердости представлены в табл. 1.

Параметры термоциклирования задавались в диапазоне температур: нагрев до 600°C, охлаждение до 100°C.

Т а б л и ц а 1

Содержание углерода, %	0,2	0,4	0,8	1,0	1,3
Температура закалки, °С	890—920	840—860	770—790	770—790	770—790
Температура отпуска, °С	200	300	500	500	500
Твердость, HRC	33	42	34	35	43

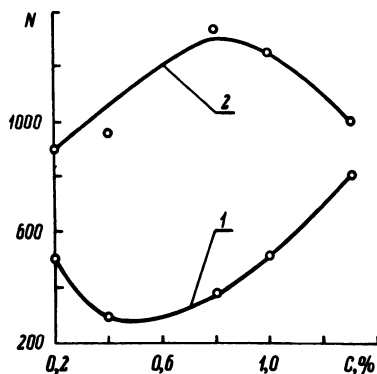
Т а б л и ц а 2

Марка стали	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С	Твердость HRC	Количество циклов	Глубина трещин, мм
4ХСМФ	900—920	550	48,5	800	0,28
5ХНМ	860—880	550	45	800	0,64
7Х3	830—860	500	39,5	600	0,63

В качестве показателей сопротивления сталей термоусталостному разрушению приняты: количество циклов до появления первых трещин, средняя их глубина. Проведен также металлографический анализ поверхностей термоциклирования.

В результате выполненных исследований установлено, что снижение разгаростойкости происходит при изменении концентрации углерода в интервале 0,2...0,6%. Увеличение содержания углерода сверх 0,8% приводит к заметному повышению сопротивления сталей термической усталости (рис. 1). При этом наблюдается минимум разгаростойкости по двум показателям, который соответствует 0,4...0,6% углерода для первого и 0,6...0,8% — для второго.

Рис. 1. Влияние углерода на разгаростойкость:
1 — количество циклов; 2 — средняя глубина трещин.



Металлографический анализ показал, что при низком содержании углерода в стали усталостные трещины преимущественно распространяются по ферритной составляющей структуры. Увеличение доли перлита в структуре уменьшает интенсивность развития трещин. Однако в определенном интервале концентрации углерода (сталь 40) зарождение и развитие трещин происходит по границам раздела перлитной и ферритной составляющих, что способствует снижению разгаростойкости стали.

Наиболее благоприятной в данных условиях является полностью перлитная структура. Наличие избыточной карбидной фазы, равномерно расположенной в структуре, при увеличении содержания углерода приводит к дополнительному повышению сопротивления термоусталости. Однако наиболее крупные карбидные частицы, расположенные по границам зерен, являются причиной зарождения усталостных трещин. Это в свою очередь снижает разгаростойкость.

Сочетание высоких показателей твердости и прочности с удовлетворительной пластичностью, а также наличие однородной структуры являются причиной повышения термоусталостного сопротивления сталей с высоким содержанием углерода.

Для более широкого анализа влияния углерода испытан ряд традиционных штамповых сталей. Режимы термообработки и показатели разгаростойкости представлены в табл. 2.

По степени легирования данные стали находятся примерно на одном уровне. В результате влияния легирующих элементов (хром, молибден, никель, кремний) повышается разгаростойкость, а увеличение содержания углерода в стали снижает ее. Это видно из сравнения сопротивления термоусталостному разрушению сталей 5ХНМ и 4ХСМФ, глубина трещин в первом случае значительно возрастает.

В то же время характер разрушения сталей 7ХЗ более благоприятен в сравнении с 5ХНМ, хотя трещины у первой появляются несколько раньше. В подтверждение этому использован дополнительный показатель — средняя плотность трещин на единицу поверхности. Установлено, что для стали 7ХЗ он равен $8,8 \text{ 1/мм}^2$, а 5ХНМ — $4,3 \text{ 1/мм}^2$. Учитывая опыт производственных наблюдений (благоприятным является разрушение с более плотной сеткой разгарных трещин), преимущество в сопротивлении термической усталости стали с высоким содержанием углерода 7ХЗ в сравнении с 5ХНМ можно считать бесспорным.

На основании полученных результатов предполагаем, что разгаростойкость легированных сталей в зависимости от содержания углерода изменяется аналогично разгаростойкости углеродистых. Присутствие легирующих элементов изменяет степень непосредственного влияния углерода и сдвигает минимум разгаростойкости в сторону уменьшения его содержания.

УДК 621.74:669.141.25

А.П.Дубко, В.В.Кузьмин, А.С.Чаус

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ОСНОВНЫХ СВОЙСТВ СЛИТКА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА

Экономия дорогостоящей и дефицитной быстрорежущей стали является весьма актуальным вопросом. Однако существующая в настоящее время практика производства режущего инструмента является далеко несовершенной в экономическом отношении. Основная масса режущего инструмента производится из проката. При этом потери составляют около 70% выплавляемой стали и только 30% используется в виде инструмента. Применение литого инструмента позволяет уменьшить эти потери до 15–30% [1]. Однако литой инструмент пока еще производится в ограниченном количестве. Литая сталь имеет характерную структуру с эвтектической сеткой карбидов по границам зерен. Поэтому прочность и вязкость литой стали — пониженные.

Внедрение передовых технологических процессов, и в частности электрошлакового переплава, позволяет улучшить свойства ряда сталей [2]. В связи с этим в настоящей работе изучено влияние электрошлакового переплава на основные свойства быстрорежущей стали.

Исследования проводили на образцах, вырезанных из слитка стали Р6М5К5, электрошлакового переплава. Термообработка стали осуществлялась по режимам, обычно принятым для инструментальных сталей. Слиток стали после электрошлакового переплава не имеет осевой рыхлости и усадочной пористости. Излом слитка – мелкозернистый, матовый, без видимых дефектов.

Микроструктура стали выявлялась травлением в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Для сталей в литом состоянии характерна ярко выраженная структурная неоднородность – темная сердцевина (тросто-мартенсит); промежуточная светлая составляющая (аустенито-мартенсит); наружный слой – эвтектика, имеющая тонкое скелетообразное строение и вокруг нее остаточный аустенит. Микроструктура стали после закалки и отпуска состоит из бесструктурного мартенсита, остаточного аустенита и карбидной фазы. Эвтектическая сетка во всем поле зрения шлифа – сплошная со скоплениями первичных карбидов.

Макроструктура слитка выявлялась методом глубокого травления в 50%-ном водном растворе соляной кислоты при температуре 60°C и поверхностного травления в 5%-ном растворе азотной кислоты в спирте, на продольном темплете, вырезанном из центральной части слитка. Особенностью макроструктуры слитка является радиально-осевая направленность кристаллов, получающаяся в результате последовательной кристаллизации металла. Угол наклона кристаллов к вертикальной оси составляет около 45°C.

Структура подобного типа анизотропна по своим пластическим свойствам и обладает более высоким уровнем этих характеристик вдоль осей первого порядка. Для определения влияния направленности главных осей дендритов на механические свойства стали вырезали пластины толщиной 10 мм, из которых изготовляли макрошлифы. Затем выполнялась разметка всей пластины-микрошлифа с целью последующей вырезки образцов для испытания на ударную вязкость и прочность при изгибе. Образцы вырезались по четырем направлениям: продольные и поперечные по отношению к вертикальной оси слитка; продольные и поперечные по отношению к главной оси дендритов. Определение прочности при сосредоточенном изгибе проводилось на образцах 6 x 6 x 70 мм, ударной вязкости на образцах 10 x 10 x 55 мм. Определение прочности и ударной вязкости выполнялось на 4–5 образцах для каждого из направлений вырезки. Результаты испытаний на ударную вязкость и прочность на изгиб показали, что сталь электрошлакового переплава превосходит по своим свойствам сталь индукционной вы-

плавки, но уступает катаной стали. Причиной этого является наличие сетки ледебуритной эвтектики в образцах, вызывающей преждевременное хрупкое разрушение литой стали. Наиболее высоким комплексом механических свойств обладают продольно ориентированные образцы. Наиболее низким комплексом свойств обладают образцы, расположенные перпендикулярно к главным осям дендритов. Наиболее благоприятной является ориентация главных осей дендритов под углом 45° по отношению к режущей кромке инструмента.

Таким образом, литая электрошлаковая быстрорежущая сталь превосходит по своим основным свойствам сталь индукционной выплавки, но уступает прокату. Такую сталь можно использовать для изготовления инструмента, работающего в спокойных, безударных условиях.

Дальнейшего улучшения свойств литой быстрорежущей стали можно добиться за счет модифицирования и микролегирования, вызывающих изменение свойств стали.

Л и т е р а т у р а

1. Р е в и с И.А., Л е б е д е в Т.Н. Структура и свойства литого режущего инструмента. — Л., 1972. 2. Х о л ь ц г р у б е р В. Возможности и ограничения воздействия на структуру и свойства слитков ЭШП. — В сб.: Электрошлаковый переплав. Киев, 1977.

УДК 621.74:669.141.25

А.П. Дубко, В.Ф. Соболев, А.С. Чаус

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ЛИТОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Существенным недостатком литой быстрорежущей стали является ее повышенная хрупкость, вызываемая грубой сеткой эвтектических карбидов, образующихся при затвердевании сплава. Изменением содержания углерода и основных легирующих элементов (W, V, Cr, Mo) повышать вязкость весьма затруднительно. Для придания стали хорошей красностойкости требуется высокая степень легированности; а в литой стали с увеличением легированности развивается значительная карбидная неоднородность и сталь приобретает повышенную хрупкость.

В связи с этим в настоящей работе сделана попытка улучшить свойства литой стали Р6М5К5 путем модифицирования элементами, оказывающими существенное влияние на измельчение зерна аустенита, карбидной фазы и благоприятно воздействующими на границы зерен Сe, Ti, В, Zr, Al, Ni, Cu.

Плавка стали производилась в индукционной печи с кислой футеровкой. В качестве флюса использовалось битое оконное стекло. Раскисление стали производилось при температуре жидкой стали 1560–1580°C по термопаре погружения. Температура заливки стали во всех плавках выдерживалась в пределах 1510–1520°C. После заливки и выбивки образцы отжигались по следующему режиму: нагрев до температуры 850°C, выдержка 2 ч, охлаждение со скоростью 30 град/ч до 700°C, выдержка, охлаждение с печью со скоростью 40–50 град/ч до 500°C, затем на воздухе. Отжиг образцов производился одной садкой в электропечи. Для предотвращения обезуглероживания образцы засыпались наполнителем, состоящим из 50% свежей и 50% отработанной чугунной стружки.

Из отожженной стали вырезали образцы для испытаний на ударную вязкость (10 x 10 x 55 мм без надреза) с припуском на шлифовку. Термообработка образцов производилась по стандартному режиму для стали Р6М5К5. Предварительный подогрев при 860°C в ванне состава 72% BaCl₂ и 28% NaCl. Окончательный нагрев в ванне BaCl₂ при температуре 1230°C. Охлаждение образцов после нагрева под закалку производилось в масле. Отпуск проводился в расплавленной соли при 560°C в течение одного часа три раза. После термообработки образцы подвергались механической обработке на плоскошлифовальном станке до окончательных размеров. Ударная вязкость образцов принималась как средняя по результатам испытаний четырех образцов. Красностойкость определялась измерением твердости образцов после отпуска при 620°C в течение 4 ч. Результаты испытаний на ударную вязкость и красностойкость приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Химический состав исследуемой стали	Твердость после закалки и отпуска HRC	Красностойкость HRC	Ударная вязкость, кгм/см ²
Р6М5К5	62	60	0,2
Р6М5К5 + 0,1%Ni	63	60	0,7
Р6М5К5 + 1%Ni	63	58	0,5
Р6М5К5 + 0,1%Al	62	60	0,2
Р6М5К5 + 0,5%Cu	60	53	0,5
Р6М5К5 + 1%Cu	61	53	0,2
Р6М5К5 + 1,5%Cu + 0,5%Zr	63	59	0,8
Р6М5К5 + 0,5%Zr	63	58	0,2
Р6М5К5 + 0,1%Ce	64	58	0,4
Р6М5К5 + 0,2%Ti	62	60	0,4
Р6М5К5 + 0,12%Ti + 0,1%Ce	64	59	0,5
Р6М5К5 + 0,1%B	63	57	0,1
Р6М5К5 + 0,5%Bi	63	62	0,5

Из анализа полученных данных следует, что наиболее перспективным для дальнейшего исследования являются стали, модифицированные 0,1%Ni и комплексным модификатором — 1,5%Cu + 0,5%Zr, имеющие удовлетворительные механические свойства и красностойкость. Целесообразность их использования для литых режущих инструментов можно будет выявить только после испытаний резанием.

УДК 669.13:621.785.5

В.И. Краевой

ЖАРОСТОЙКОСТЬ И РОСТОУСТОЙЧИВОСТЬ ЧУГУНОВ ПОСЛЕ АЛИТИРОВАНИЯ

Алитированию в порошкообразных смесях и расплавленном алюминии подвергались серый и высокопрочный чугуны следующего химического состава (в %): С 2,7–3,6; Si 2,0–2,8; Mn 0,5; S 0,08–0,05; P 0,08–0,05. Насыщение в порошках осуществлялось при 1000°C в течение 2, 4, 6 и 8 ч. Смеси состояли из порошка алюминия, инертной добавки из Al_2O_3 и активатора NH_4Cl . Составы смесей и толщина получаемых покрытий представлены в табл. 1.

Рентгеноструктурный анализ свидетельствует о многофазовом составе алитированных слоев на чугунах. В них обнаруживается вся гамма фаз системы Fe–Al. В поверхностной зоне отмечаются хрупкие алюминиды $FeAl_3$ и Fe_2Al_5 , концентрация алюминия в которых достигает 54–59%. Затем следуют различной концентрации и степени упорядочения сверхструктуры или упорядоченные твердые растворы $FeAl$ и Fe_3Al , переходящие непосредственно у металлической основы чугуна в наиболее обедненную алюминием фазу (до 10% Al) — неупорядоченный твердый раствор алюминия в α -железе. В соответствии с различной концентрационной насыщенностью алюминием микротвердость верхней зоны алюминидов и сверхструктур составляет H_{100} , 825, 685 или 575 кгс/мм² и уменьшается до H_{100} 490 ... 320 кгс/мм² у границы перехода к матрице чугуна.

Наиболее ценное свойство алитированного слоя — повышенная стойкость против коррозии при высоких температурах. Оценку жаростойкости проводили по изменению массы образцов в атмосфере воздуха после циклических нагревов до 950°C и выдержкой при этой температуре в течение 10, 20, 30 и 50 ч. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Т а б л и ц а 1

Но- мер сме- си	Состав смеси, %			Глубина слоя (мкм) за время насыщения (ч) при 1000 ^o C							
	Al	Al ₂ O ₃	NH ₄ Cl	серый чугун				высокопрочный чугун			
				2	4	6	8	2	4	6	8
1	5	95	2	102	123	141	165	108	125	145	171
2	10	90	2	117	139	165	197	122	148	180	217
3	15	85	2	136	176	196	236	144	181	207	246

Т а б л и ц а 2

Чугун	Насыщение в смеси при 1000 ^o C, 8ч	Привес (г/м ²) при 950 ^o C за время, (ч)			
		10	20	30	50
Серый	Без покрытия	581	803	1091	1509
	1	118	257	494	864
	2	92	109	242	371
	3	47	78	98	137
Высоко- прочный	Без покрытия	262	491	688	1013
	1	71	191	252	355
	2	63	93	109	146
	3	18	23	36	46

После алитирования жаростойкость серого чугуна возросла от 1,7 до 11 раз, а высокопрочного — от 2,9 до 22 раз. Окисление образцов происходит обычно по дефектным местам различного происхождения: трещинам и сколам слоя, местам расположения графита и т.п. В процессе высокотемпературной выдержки происходит диффузионное растворение и увеличение толщины исходного алитированного слоя с образованием новой области твердого раствора с наиболее низкой концентрацией алюминия в α -железе и распространяющейся вглубь металлической основы чугуна.

После алитирования значительно возрастает и второй важный показатель жаростойкости — ростоустойчивость. Благодаря защитным свойствам алитированного слоя гарантируется высокая стабильность размеров опытных образцов после циклических нагревов, тормозятся процессы внутреннего окисления металла, протекающие в чугунах без защитного слоя через места расположения графитных включений.

Жидкостное алитирование осуществлялось в ванне из расплавленного алюминия марки А7 с добавкой 6% железной стружки в течение 20... 180 мин при 700, 750, 800 и 850^oC. Изучение микроструктур поверхностных слоев и процессов кинетики насыщения в зависимости от времени и

Т а б л и ц а 3

Вид чугуна	Глубина слоя, (мкм) после выдержки 45 мин при 800°C	Привес (г/м ²) при 950°C за время (ч)			
		10	20	30	50
Серый	187	39	78	97	234
	Без покрытия	602	854	1118	1495
Высокопрочный	210	10	13	14	10
	Без покрытия	294	542	623	996

температуры дало возможность установить оптимальный режим обработки серого и высокопрочного чугуна в расплаве алюминия. Это выдержка в течение 45–60 мин при 800–750°C, когда формируются слои толщиной 180–210 мкм. Как и в случае насыщения в порошках, при большей толщине алитированного слоя ввиду значительной хрупкости происходит нарушение его целостности, связанной с появлением трещин, пор и механических разрушений отдельных участков слоя.

В структуре слоев обнаруживаются алюминиды $FeAl_3$ и Fe_2Al_5 . Значения микротвердости по глубине слоя нестабильны и колеблются в пределах $H_{100}^{825} \dots 1080$ кгс/мм². Сопротивление окислению таких слоев более высокое и жаростойкость их возрастает, например на высокопрочном чугуне в 4,5–10 раз по сравнению с насыщением в порошках (табл. 3).

Это следует объяснить более высоким качеством – прочностью и плотностью слоев. Им также свойственна хрупкость, но более низкая, чем при насыщении в порошках. Хрупкость слоев заметно уменьшается после 50 ч выдержки при 950°C. В период испытаний на жаростойкость также происходит диффузионное растворение исходного слоя и образование новой зоны твердого раствора алюминия в α -железе. При этом явление роста и увеличение объема опытных образцов резко уменьшаются. Например, после десяти циклов нагрева и общей выдержки 100 ч при 950°C рост высокопрочного чугуна сокращается в 8–10 раз.

При выборе технологического варианта алитирования предпочтение следует отдать методу насыщения в ваннах из расплавленного алюминия, как более технологичному. Процесс алитирования в этом случае происходит при более низких температурах и кратковременных выдержках. При этом качество слоя, его прочность, плотность, жаростойкость, ростоустойчивость более высокие, чем слоев, получаемых при использовании порошкообразных смесей.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ 5Х3ВЗМФС В ШТАМПАХ ДЛЯ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Для условий работы вырубных, обрезных штампов характерны высокие удельные и динамические нагрузки на рабочие части штампа (пуансоны и матрицы), достигающие 200 кгс/мм^2 . Вследствие этого температуры, возникающие в зоне среза, изменяются от 200 до 1000°C . Это вызывает протекание структурных превращений в тонких поверхностных слоях, деформационных эффектов упрочнения и разупрочнения и т.д.

Для вырубных, обрезных, пробивных штампов наибольшее распространение получили стали У8, ХВГ, Х12Ф1, Х12М, которые характеризуются высокой износостойкостью при комнатной температуре и повышенной склонностью к разупрочнению при температуре выше 300°C . Известно применение теплостойких сталей типа 5Х3ВЗМФС для калибрующих прошивок, работающих в условиях высоких удельных давлений температур и абразивного износа безударного нагружения.

В связи с этим представляет интерес применение стали типа 5Х3ВЗМФС для вырубных штампов после оптимизации термической и ХТО (табл. 1).

Работа выполнялась в 2 этапа: лабораторные и производственные испытания.

Лабораторные испытания на износ проводили на установке, позволяющей моделировать температурно-силовые условия работы инструмента. Параметры трения (скорость скольжения — $0,42 \text{ м/с}$, давление — 130 кгс/см^2) обеспечивали температурный режим $\sim 400^\circ\text{C}$.

Производственные испытания проводили на вырубном штампе, предназначенном для вырубки питателя на детали трактора "лента тормоза" из стали 45 толщиной 7 мм . В целях исследования возможно большего количества вариантов термической и ХТО, а также экономии материалов был разработан сборный пуансон, позволяющий использовать вставки из различных материалов и с различными покрытиями.

Лабораторные испытания показали, что борированные образцы по варианту "6" имеют лучшую стойкость. Проведенные производственные испытания по вышеуказанному варианту показали меньшую стойкость в сравнении с вариантом "5" в результате выкрашивания боридного слоя и основы стали.

Повышение температуры отпуска до 560°C позволило увеличить ударную вязкость основы, сцепляемость боридного слоя с матрицей и снятие термических напряжений в самом слое, что позволило увеличить срок службы пуансонов (табл. 2).

Т а б л и ц а 1

№ п/п	Варианты термической и химико-термической обработки	Толщина слоя, мкм	Твердость основы	Твердость слоя, кгс/мм ²
1.	Закалка 1150°C + отпуск 560°C, 2 ч	—	54—55	—
2.	Цементация (газовая) 950°C, 15 ч + закалка (850 + 1180°C) + отпуск 560°C (3 раза x 1 ч)	1600	56—57	1020
3.	Цементация (газовая) 950°C, 15 ч + закалка 950°C + низкий отпуск 200°C	1600	50—52	1000—1020
4.	Закалка 1150°C + отпуск 560°C, 2 ч + азотирование 520°C, 20 ч	200	54—55	1200—1300
5.	Борирование 950°C, 4 ч + закалка 1080°C + отпуск 560°C, 2 ч	80	52—54	1800—2000
6.	Борирование 950°C, 4 ч + закалка 1080°C + отпуск 200°C	80	56—57	1800—2000

Т а б л и ц а 2

Вариант термической и химико-термической обработки	Стойкость вырубного пуансона, детали, шт.	Основные причины выхода из строя пуансона	Коэффициент стойкости
1	650	Смятие	1,3
2	200	Макровыкрашивание кромок	0,4
3	300	”	0,6
4	80	”	0,16
5	1200	Износ, микровыкрашивание кромок	2,0
6	700	Макровыкрашивание кромок	1,4
7 (ст.У8)	500	”	1

Применение процессов цементации и азотирования не позволило получить максимальный уровень стойкости из-за отрицательного влияния повышенного содержания углерода и азота на характеристики пластичности, что обусловлено физико-химической природой карбидных и нитридных фаз. В то же время применение такого хрупкого покрытия, как боридного, в сочетании с оптимальной термической обработкой позволило повысить стойкость пуансонов, что вероятнее всего можно объяснить благоприятным

влиянием легирующих элементов матрицы стали на свойства боридного слоя и переходной зоны — теплостойкость, пластичность, прочность.

Проведенные исследования позволяют рекомендовать замену сталей У8, ХВГ, Х12М, Х12Ф1 на сталь типа 5ХЗВЗМФС в условиях работы вырубных штампов, выходящих из строя по причине преимущественного выкрашивания или смятия с последующей химико-термической обработкой процессом борирования.

УДК 669.14:621.78

С.А.Лихачев, Н.С.Траймак

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОУСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ

Металлургический передел оказывает существенное влияние на чистоту, структуру и многие свойства литых высоколегированных сталей. Изменение микросегрегации, распределения неметаллических включений и карбидных частиц (а также их размер и форма) определяют работоспособность объектов, изготовленных из литой стали. Однако изучение при обычной выплавке дефектов, присущих литой структуре, затруднительно. Поэтому был принят вариант нанесения искусственных концентраторов различной остроты и глубины. На кольцевые образцы (о 30 мм) резьбошлифовальными кругами наносили надрезы с углом раскрытия 60° , глубиной 0,5; 1,0 и 2,0 мм с радиусом в вершине надреза $0,1 \pm 0,05$ мм; 2,0; 5,0 и 150 мм. Исследования проведены на литой и ковальной стали 5ХЗВЗМФС, применяемой широко для изготовления штампов горячего деформирования металлов. Термообработка образцов проводилась до нанесения концентраторов напряжений по общепринятой технологии на твердость 45 HRC.

Собранные в цилиндрические пакеты образцы термоциклировали на автоматической установке, представляющей собой пневматическое транспортирующее устройство, блок управления, печь-ванну для нагрева и специальный спрейер для охлаждения. Параметры термоциклирования были выбраны из соображений теплостойкости и условий эксплуатации данной стали: нагрев в свинцовой ванне до $640\text{--}650^\circ\text{C}$, охлаждение в проточной воде до $100\text{--}120^\circ\text{C}$, что позволяло подсушивать образцы за счет накопленного в них тепла. Критерием оценки сопротивления термоусталостному разрушению служило количество циклов теплосмен до появления трещины глубиной 15–30 мкм. Для изучения кинетики трещинообразования термоциклирование продолжали до развития трещин на глубину порядка одного миллиметра. Образцы осматривались через каждые 50 циклов теплосмен,

при этом их меняли местами для усреднения условий и продолжали циклирование.

На рабочую поверхность образца наносили 6 одинаковых надрезов, расположенных на равном расстоянии друг от друга, что создавало предпосылки к усреднению результатов и позволило сосредоточить внимание на районах распространения трещин у всех вершин концентраторов. К тому же подобное их расположение приводило к случайному распределению дефектов литой структуры у вершины.

В результате выполненных экспериментов установлено, что наиболее существенное влияние на величину концентрации и максимальную величину напряжений оказывает радиус закругления надреза. При меньшем радиусе большее влияние оказывает и глубина надреза. По мере увеличения радиуса закругления рядом с основной трещиной (нормально направленной к поверхности) появляются мелкие трещины и располагаются под некоторым углом к ней. У литой стали отмечены случаи появления у вершины надреза сильно разветвленного куста трещин, замедленно распространяющихся в глубину при дальнейшем термоциклировании. Это дает основание предполагать, что литая структура может хорошо сопротивляться распространению трещин под действием нагружения, а также быть менее чувствительной к технологическим концентраторам напряжения. Проведенные нами работы по влиянию легирующих элементов и электрошлакового переплава на разгаростойкость литой стали показали, что разброс долговечности в этом случае существенно уменьшается и приближается к ковальной стали того же химического состава.

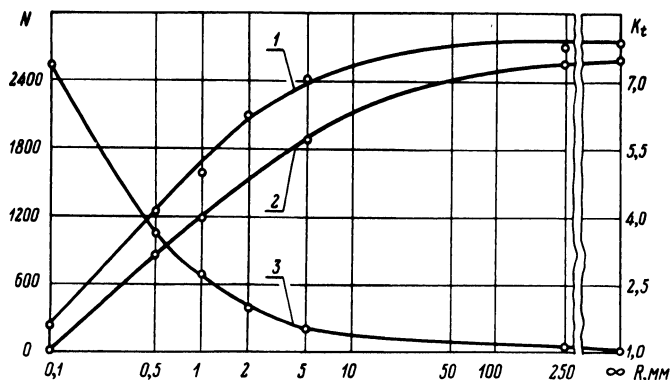


Рис. 1. Влияние параметров надреза на разгаростойкость кованной (1), литой (2) и теоретическую концентрацию напряжений (3) стали 5ХЗВЗМФС (глубина надреза — 1 мм).

Количественное отражение влияния остроты надреза на термоусталостное разрушение представлено на рис. 1. При этом экспериментальные результаты находятся в хорошем соответствии с коэффициентами концентрации

напряжений. Расчет концентрации напряжений проводили по известным формулам (Г.Нейбера), рекомендованным для мелкого надреза,

$$K_T = 1 + 2\sqrt{\frac{H}{R}},$$

где K_T – коэффициент концентрации напряжений; H – глубина надреза; R – радиус у вершины концентратора.

Увеличение остроты надреза приводит к росту коэффициента концентрации напряжений и повышению уровня максимальных напряжений у вершины надреза

$$\sigma_{\max} = \sigma_{\theta \max} K_T,$$

где $\sigma_{\theta \max}$ – максимальное тангенциальное напряжение на поверхности кольцевого образца.

Нанесение более острых концентраторов, чем с радиусом 0,1 мм, не приводило к ускорению разрушения. В то же время любая поверхность после механической обработки (условно принимаем $R = \infty$) имеет бесчисленное множество микроконцентраторов (10–25 мкм). Установлено, что влияние этих микронеровностей на разгаростойкость изменяется в пределах 15–20%. Это обстоятельство вызвано, с одной стороны, меньшей глубиной концентратора, а с другой, что, по-видимому, наиболее важно, бесконечным их множеством. Образование такого числа трещин практически невозможно, так как для этого потребовалась бы во много раз большая работа разрушения, чем подведенная к образцу во время термоциклирования. В этом случае на поверхности образуется, как правило, меньшее количество трещин, чем плотность неровностей, характеризующих шероховатость.

Глубина надреза более существенно сказывается при малых значениях радиуса закругления. Крупные одиночные с острыми краями дефекты (шлаковые включения, карбиды) приводят к такому же характеру разрушения у места их расположения, как и искусственные концентраторы.

Анализ проведенных экспериментов показывает, что литая сталь может с успехом конкурировать с ковальной, но для этого необходимо: во-первых, уменьшить грубую дефектность литой структуры и, во-вторых, с помощью комплексного легирования улучшить вязкость за счет измельчения структурных составляющих, равномерного расположения дефектов, придания им глобулярной формы.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТА ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Изучение поведения холодноштампового инструмента в процессе эксплуатации в цехах Минского тракторного завода показало, что вследствие преимущественного абразивного изнашивания выходит из строя 40–50% пуансонов и матриц. Исследование микрогеометрии и микроструктуры поверхности трения показывает, что при этом преобладает тепловой износ (схватывание 2-го рода). Этому виду износа соответствует температура в зоне трения в диапазоне 400–600⁰С [1]. При работе самых различных видов холодноштампового инструмента эти температуры могут колебаться и в значительно более широких пределах (от 200 до 1000⁰С) [2, 3]. В связи с этим весьма важными представляются вопросы оптимизации режимов термообработки сталей, в том числе и диффузионно-упрочненных в зависимости от условий эксплуатации инструмента, а также проведение износных испытаний при параметрах трения, обеспечивающих протекание теплового износа.

В настоящей работе испытаны диффузионные покрытия на основе боридов, карбидов, гетерогенных структур на основе металлоподобных соединений и твердых растворов. При этом использованы процессы борирования из технологических обмазок, хромирование в порошковых смесях, а также традиционные газовая цементация и азотирование.

Испытание на износ проводили по методике [4] при параметрах, обеспечивающих температуру в зоне трения порядка 400⁰ (скорость – 0,42 м/с, давление – 130 кгс/см²). В качестве материала контртела использованы диски из нормализованной стали 25ХГТ.

В результате испытаний установлена сравнительная износостойкость исследуемых материалов (рис. 1). Наиболее высокое сопротивление износу стали Х12Ф1 обусловлено наличием в ее структуре специальных карбидов высокой твердости (M₇C₃), легированностью α-твердого раствора, а также присутствием остаточного аустенита.

Специальная серия экспериментов позволила изучить кинетику износа как самих диффузионных, так и более глубоких слоев, вплоть до матрицы стали. Одна из таких зависимостей представлена на рис. 2. Наилучшие показатели износостойкости имеют место в случае борвольфрамирания и боромолибденирования. После процессов боромеднения и бороцирконирования износостойкость сталей оставалась на том же уровне, что и в случае борирования. Однако металлографические исследования поверхностей трения

испытанных образцов показали, что боридные слои, легированные медью и цирконием, менее склонны к трещинообразованию и хрупкому выкрашиванию в процессе трения. Цементация и азотирование не оказывают существенного влияния на кинетику износа исследуемых сталей.

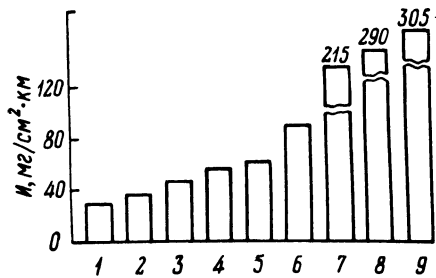


Рис. 1. Сравнительная износостойкость (И) диффузионно-упрочненной стали X12Φ1:

1 — боромолибденирование; 2 — борхромирование; 3 — бортитанирование; 4 — борирование; 5 — хромирование; 6 — боролитирование; 7 — цементация (газовая); 8 — азотирование; 9 — термическая обработка по стандартным режимам.

Таким образом, эффективными мерами борьбы с тепловым видом износа являются оптимизация режимов термической обработки и применение некоторых высокоэффективных процессов химико-термической обработки. Для инструмента из стали X12Φ1, работающего в условиях интенсивного истирания, может быть рекомендовано увеличение температуры закалки, в результате чего стойкость повышается в 1,1–1,3 раза. Применение диффузионных покрытий на основе боридов железа при одновременном легировании карбидообразующими элементами позволяет повысить износостойкость в 1,3–1,6 раза в сравнении с борированием.

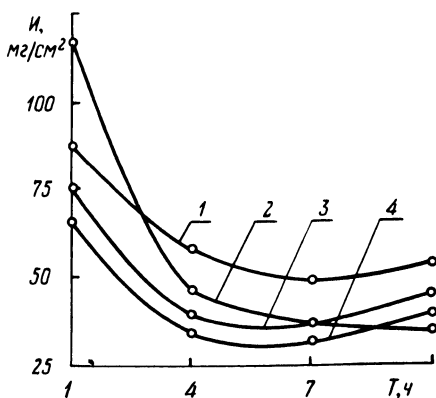


Рис. 2. Износостойкость диффузионных покрытий на стали У8 в зависимости от времени насыщения (Т):

1 — борирование; 2 — хромирование; 3 — боромолибденирование; 4 — борвольфрамирование.

Л и т е р а т у р а

1. Крагельский И.В. Трение и износ. — М., 1968. 2. Шашин М.Я. Увеличение сопротивляемости разрушению при повторных ударах. — Вестник машиностроения, 1963, № 9. 3. Дональд Б. Износ и межповерхностный перенос материала. — Металлургия, 8И533, 1976. 4. Бельский Е.И., Пкулов В.М. К методике прецизионных испытаний на износ диффузионноупрочненных сталей. — В сб. Металлургия, сер. Металловедение и термическая обработка. Минск, 1973, вып. 4.

ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ БОРОМ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ОХЛАЖДЕНИЯ СТАЛИ 40

При изготовлении литого инструмента открываются широкие перспективы для поверхностного легирования его рабочих частей из облицовочного слоя формы.

Значительный интерес представляет получение поверхностных слоев на основе боридов железа, обладающих высокой твердостью и износостойкостью и позволяющих существенно повысить стойкость инструментальной оснастки. С целью выбора материала для облицовочного слоя формы была испытана обмазка для борирования, применяемая для диффузионного упрочнения стальных деталей в условиях длительных высокотемпературных воздействий (850–1050⁰С) без применения специальной оснастки. Состав обмазки следующий: 60% карбид бора, 5 % борный ангидрид, 5 % фтористый натрий, 30 % железная окалина.

Проведенные исследования показали, что данный состав обеспечивает получение борированных слоев и при температурах, близких к температурам плавления сталей (1300–1400⁰С). При этом отмечается высокая скорость диффузионного насыщения. Так, при температуре 1300⁰С в течение 30 мин на стали 40 формируется борированный слой толщиной около 1 мм. Проведенный анализ позволяет установить, что в данном случае образуются не сплошные боридные слои, а слои, представляющие боридную эвтектику с крупными включениями перлита. Структура диффузионного слоя напоминает структуру доэвтектического белого чугуна с тем отличием, что эвтектика является мелкодисперсной смесью боридов железа и перлита.

Исследования закономерностей образования борированного слоя в процессе формирования отливки проводились после непрерывной заливки расплавленной стали 40 (температура 1650⁰С) в песчаную литейную форму. В форме рабочие поверхности для получения 12 образцов диаметром 20 и высотой 50 мм покрывались обмазкой толщиной 5 мм для поверхностного легирования бором на основе приведенного выше состава.

Перед приготовлением обмазки порошкообразные компоненты состава (размер фракции 0,1–0,2 мм) тщательно перемешивались. В качестве связующего применялись жидкое стекло и гидролизированный этилсиликат.

Проведенные исследования позволили установить, что на процесс образования борированного слоя решающее влияние оказывают диффузионные процессы при кристаллизации и охлаждении образцов. При этом создание активных атомов бора происходит в результате диссоциации летучих бор-

фторатов, образующихся при взаимодействии карбида бора и фтористого натрия. Наиболее оптимальным является присутствие в обмазке 3–5 % активатора. Чрезмерное увеличение количества фтористого натрия приводит к снижению насыщающей способности состава и ухудшению качества поверхности литых образцов. В случае отсутствия в легирующем составе активатора процесс насыщения стальной поверхности бором, очевидно, носит жидкостной характер и при этом резко снижается толщина борированного слоя. Так, при наличии в смеси фтористого натрия (связующее жидкое стекло) толщина легированного слоя составляет 1,2–1,4 мм, при его отсутствии – 0,3–0,4 мм. Отрицательно сказывается присутствие в легирующем составе борного ангидрида. Сравнительно низкая его температура плавления приводит к оплыванию облицовочного слоя формы, а следовательно, к ухудшению качества поверхности отливок. Исследование влияния связующего материала на результаты поверхностного легирования показало, что качество поверхности образцов повышается в случае применения гидролизованного этилсиликата. При этом снижается толщина борированного слоя. Данное обстоятельство можно объяснить тем, что при прокаливании формы в облицовочном слое появляются многочисленные мельчайшие трещины, положительная роль которых состоит в предотвращении объемных изменений под действием горячей стали и в обеспечении минимальных усадочных напряжений. Эти трещины не могут заполняться металлом, однако образующиеся борфтораты (носители активных атомов бора) благодаря им в некоторой степени удаляются из рабочего слоя, что снижает активность легирующего состава. При использовании для связки жидкого стекла не удается получить качественной поверхности облицовочного слоя формы, что снижает показатели состояния поверхности легируемых образцов.

Металлографические исследования стальных образцов после поверхностного легирования в процессе кристаллизации и охлаждения показали, что диффузионный слой состоит из боридной эвтектики вблизи поверхности и из боридной эвтектики с крупными включениями перлита вблизи границы с металлической основой стали. Следует отметить, что по сравнению с образцами, подвергнутыми диффузионному насыщению при температуре 1300°С, в структуре поверхностного слоя значительно меньше доля крупных перлитных включений.

Образование сплошной зоны боридной эвтектики толщиной порядка 0,5 мм, очевидно, связано с усилением мощности диффузионного источника при температурах расплавленной стали. ДюрOMETрические измерения позволили отметить высокую твердость слоя, легируемого бором. Так, микротвердость боридной эвтектики находится на уровне 1200–1300 кгс/мм². Под борированным слоем располагается диффузионная переходная зона перлитного характера.

Несомненный интерес представляли исследования износостойкости образцов, подвергнутых различным режимам борирования. Износные испыта-

ния проводили при скорости скольжения 0,42 м/с и удельном давлении 150 кгс/см². В результате испытаний было установлено, что износостойкость образцов, легированных бором в процессе формирования отливки в 6 раз выше, чем закаленных, но в 1,7 раза ниже, чем борированных при температуре 900°С. Данные показатели можно связать со структурой диффузионных слоев и их микротвердостью. Однако при температуре 900°С в течение 4 ч формируется сплошной боридный слой (микротвердость 1800 кгс/мм²) толщиной всего 160 мкм, который в случае длительных износных испытаний разрушается значительно раньше.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что в результате поверхностного легирования вследствие диффузионных процессов при кристаллизации и охлаждении обеспечивается хорошее качество поверхности отливок при значительной толщине и равномерности диффузионного слоя. Литые борированные стали, обладающие высокими показателями целого ряда эксплуатационных свойств, могут быть с успехом применены для изготовления инструмента, работающего в условиях повышенных температурно-силовых воздействий.

УДК 621.785.5

Л.С. Ляхович, В.Ф. Протасевич, И.Г. Вербчану

СВОЙСТВА ТИТАНИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛЯХ

В работе изучены свойства диффузионных титанированных покрытий на углеродистых и легированных сталях. Титанирование проводили в смесях двух составов: $Ti + Al_2O_3 + NH_4Cl$ (1); $Ti + Al_2O_3 + NH_4Cl + ZnCl_2$ (2), а также вакуумным способом из титановой губки (на установке треста Укрцветремонт).

При сопоставимых режимах титанирования наибольшая толщина покрытий получается при насыщении из смеси (2), наименьшая — при вакуумном. Покрытия, получаемые вакуумным способом, отличаются светлым серебристым цветом. При насыщении из смеси (1) и в вакууме на высокоуглеродистых сталях с поверхности обычно формируется сплошной карбидный слой. При титанировании в смеси (2) на поверхности формируется гетерогенная карбидная зона, состоящая из смеси карбидов титана и титанидов железа. Микротвердость карбидного слоя при насыщении в смеси (2) колеблется в пределах 1200–3000 кгс/мм². Микротвердость карбидных покрытий, полученных в смеси (1) и вакуумным способом, измерить не удалось из-за малой толщины карбидного слоя.

Покрyтия, полученные вакуумным способом, отличаются хорошей сцепляемостью с основой на всех исследованных 55 марках стали. При насыщении из порошковых смесей сцепляемость покрытий несколько хуже, что может объясняться большей толщиной слоя. Так, на сталях 9ХС, ШХ15, ХВГ обнаружyлись сколы после насыщения в обеих смесях, а на стали У8 – в смеси (1). Микрохрупкость покрытий на высокоуглеродистых сталях при насыщении из смеси (2) ниже, чем получаемых насыщением из смеси (1) примерно на 2–3 балла (оценка по методике, применяемой для азотированных слоев).

Испытания на износ проводили на сталях 45, У8, Х12М, обработанных по режимам, приведенным в матрице планирования (табл. 1). В результате реализации дробной реплики 2^{7-4} получили модель, описывающую лишь износ стали 45: $Y = 1,23 - 0,097X_2 - 0,097X_3 + 0,097X_5 + 0,092X_6 + 0,097X_7$.

Испытания при сухом трении скольжения проводили на машине типа МТ-1 (контр-тело – твердосплавный диск, скорость вращения – 780 об/мин, усилие прижатия – 5 кгс). Минимальный износ на стали Х12М зафиксирован на образцах с максимальной толщиной карбидной зоны. На стали У8 максимальная износостойкость достигнута при условиях обработки, соответствующих основному уровню матрицы планирования.

Т а б л и ц а 1. Матрица планирования при оптимизации титанирования по износостойкости на сталях

Характеристика	Фиктивная переменная	Факторы							Параметр оптимизации
		$t_{\text{хто}},$ °С	$\tau_{\text{хто}},$ ч	$t_{\text{выд.}},$ °С	$\tau_{\text{выд.}},$ ч	ZnCl ₂ , %	Ti, %	TiO ₂ , %	
Основной уровень		1000	4	725	1,0	5,0	47,5	10	Износ, мм ³
Интервал варьирования		50	1	75	0,5	2,5	7,5	5	
Верхний уровень		1050	5	800	1,5	7,5	55,0	15	
Нижний уровень		950	3	650	0,5	2,5	40,0	5	
Код	X ₀	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₅	X ₆	X ₇	У
Дробная реплика	2^{7-4}	–	(1), abcd	abef,	acfg,	adeg,	bceg,	bdfg,	cdef

Т а б л и ц а 2. Матрица планирования при оптимизации титанирования по коррозионной стойкости сталей в 5%-ной лимонной кислоте

Характеристика	Фиктивная переменная	Факторы							Параметр оптимизации
		t _{хто'} °С	t _{хто'} ч	t _{выд'} °С	τ _{выд'} мин	ZnCl ₂ %	Ti, %	NH ₄ Cl, %	
Основной уровень		1050	5	650	45	10	60	1,0	Удельная потеря массы, г/м ²
Интервал варьирования		50	1	50	30	5	10	0,5	
Верхний уровень		1100	6	700	75	15	70	1,5	
Нижний уровень		1000	4	600	15	5	50	0,5	

Испытания на коррозионную стойкость проводили в двух средах: 5%-ных растворах винной и лимонной кислот. Предварительные исследования показали, что по отношению к титановым покрытиям на сталях 08кп, 20 и У8 обе среды обладают близкой агрессивностью. В дальнейшем сделана попытка оптимизации условий титанирования данных сталей для работы в лимонной кислоте. Факторы, подвергавшиеся исследованию в этом случае и условия их изменения, приведены в табл. 2. Образцы обрабатывали по той же дробной реплике, что и при испытаниях на износ. Большое расхождение между результатами испытаний привело к неоднородности ряда дисперсий, полученных в опытах матрицы, и как следствие, оказалось невозможным построить модель процесса. На стали У8 титанированные покрытия в лимонной кислоте оказались нестойкими при данных условиях обработки из-за появления сколов. Анализ микроструктур стали 08кп показал, что максимальная коррозионная стойкость достигается в опытах, в которых на поверхности стали формируется слой титанидов железа с подслоем из твердого раствора с выделениями интерметаллида TiFe₂. Толщина слоя интерметаллида составляла при этом около 30 мкм. При увеличении слоя интерметаллидов он начинает скалываться и стойкость стали падает. На стали 20 наивысшая стойкость получена в тех опытах, в которых на поверхности формируется сплошной карбидный слой, что указывает на возможность повышения коррозионной стойкости и высокоуглеродистых сталей. При этом не следует стремиться к получению слишком толстых карбидных слоев, а обратить внимание прежде всего на сплошность покрытия.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ КАРБИДНЫХ И НИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, ОСАЖДЕННЫХ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ

В работе рассмотрены результаты исследования текстуры слоев из карбидов и нитридов титана, осажденных из газовой фазы на различные металлические подложки. В качестве подложек использовали стали 45, У8, ДИ23, 7ХЗ, 20Х13 и армко-железо.

Осаждение проводили на установке, включающей трубчатую печь (о 40, длина трубы — 1000 мм), баллоны с газами, реактор с $TiCl_4$. Рабочую смесь получали продувкой газов через $TiCl_4$. В качестве рабочих газов использовали азот чистотой 99,995, водород чистотой 99,999 и метан технической чистоты. Нагрев и охлаждение образцов проводили в азоте.

Исследование текстуры проводили на рентгеновском дифрактометре УРС-50ИМ со сцинтиляционной регистрацией в Co -излучении. Количественной характеристикой текстуры служила определяемая по методу Харриса полюсная плотность P_{hkl} (степень текстурованности), характеризующая отношение числа кристаллитов, ориентированных осью текстуры $[uvw]$ параллельно оси ориентировки текстуры к числу кристаллов с такой же ориентировкой в бестекстурном образце. В нашем случае за ось ориентировки была принята нормаль к фронту осаждения к поверхности образца.

Для случая аксиальных текстур с осью $[uvw]_T$ перпендикулярной поверхности образца, "ориентированные" кристаллиты располагаются параллельно поверхности плоскостью $(hkl)_T$, для которой кристаллографическая ось $[uvw]_T$ является нормалью. Заметим, что для кубической сингонии (TiC и TiN -структуры с ГЦК-решеткой) индексы плоскостей и нормалей к ним совпадают.

При использованной в современных дифрактометрах фокусировке по Бреггу-Брентано счетчик фиксирует отражения только от кристаллических плоскостей, параллельных исследуемой поверхности образца, поэтому предпочтительная ориентировка кристаллитов плоскостью $(hkl)_T$ параллельно поверхности должна была привести к аномальному усилению интенсивности интерференционной линии, соответствующей отражению от этой плоскости.

Величина P_{hkl} определялась из приближенного соотношения

$$P_{hkl} = \frac{I_{HKL}^T}{\sum I_{HKL_j}^T} \cdot \frac{\sum_1^n I_{HKL_j}^{б.т}}{I_{HKL}^{б.т}}, \quad (1)$$

где $I_{\text{HKL}}^{\text{T}}$ и $I_{\text{HKL}}^{\text{б.т}}$ — соответственно интегральные интенсивности отражений от анализируемой плоскости $(hkl)_{\text{T}}$ для исследуемого образца (с текстурой) и бестекстурного эталона; $\sum I_{\text{HKL}_j}^{\text{T}}$ и $\sum I_{\text{HKL}_j}^{\text{б.т}}$ — соответственно сумма интегральных интенсивностей всех интегрированных линий кристаллической фазы покрытия исследуемого образца и бестекстурного эталона.

При наличии предпочтительной ориентировки какой-либо плоскости $(hkl) P_{\text{hkl}} > 1$.

Следует иметь в виду, что сравнительная оценка степени текстурованности анализируемой фазы различными кристаллографическими плоскостями по абсолютному значению P_{hkl} неприемлема, потому что для каждой кристаллографической плоскости существует своя предельная величина P_{max} . Действительно, для данной кристаллической фазы величина

$\frac{\sum_1^n I_{\text{HKL}_j}^{\text{б.т}}}{I_{\text{HKL}}^{\text{б.т}}} = \text{const}$ (для данных условий съемки), а величина $I_{\text{HKL}}^{\text{T}} / \sum_1^n I_{\text{HKL}}^{\text{T}} \rightarrow 1$, так как для идеальной структуры $\sum_1^n I_{\text{HKL}_j}^{\text{T}} = I_{\text{HKL}}^{\text{T}}$. Тогда из

$$P_{\text{max}} = \sum_1^n I_{\text{HKL}_j}^{\text{б.т}} / I_{\text{HKL}}^{\text{б.т}} \quad (2)$$

Приведем значения P_{max} для некоторых плоскостей (hkl) TiN и TiC: (111) $P_{\text{max}} = 3,08$; (200) $P_{\text{max}} = 2,30$; (220) $P_{\text{max}} = 4,60$.

Представленные в табл. 1 результаты измерения P_{hkl} для наиболее плотноупакованных кристаллографических плоскостей (111), (100) и (110) решетки TiC показывают, что наиболее предпочтительной для всех исследованных подложек является текстура [100], лишь для наиболее низких температур осаждения 900° более вероятными являются ориентировки с осью [111]. С повышением температуры и времени осаждения степень текстурованности возрастает.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что обнаруженные текстуры — это текстуры роста, подчиняющиеся теории Косселя—Странского—Каишева. В первый момент осаждения на поверхности подложки образуются случайно ориентированные кристаллита-зародыши. В связи с анизотропией роста при дальнейшем росте кристаллиты, ориентированные наиболее плотноупакованными плоскостями параллельно фронту подвода атомов, находятся в более благоприятных условиях. Обладая наименьшей нормальной скоростью роста (в направлении нормали к поверхности), они обладают наибольшей скоростью широтного роста, что приводит к быстрому разрастанию таких кристаллов вширь и созданию преимущественной текстуры. Для ГЦК-решеток такими гранями в порядке уменьшения плотности запол-

Т а б л и ц а 1. Влияние температуры и времени осаждения
TiC-покрытий на Р_{НКЛ} кристаллографических
плоскостей (110), (100) и (110)

Интерференционная линия (111)								
	t _{ос} , °C	Материалы подложки						
		Fe-армко 45		У8	7Х3	ХВГ	ДИ23	20Х13
	1	2	3	4	5	6	7	8
τ = 2 ч	900	1,80	1,48	0	1,65	1,26	1,36	1,22
	950	0,65	0,73	1,21	1,06	144	1,01	1,01
	1000	0,65	0,61	1,05	0,20	1,66	0,201	1,12
τ _{ос} , ч								
t = 1000°C	1		0,41	1,27	0,27	1,89	0,79	0,88
	2	0,63	0,61	1,05	0,20	1,66	0,20	1,12
	3	0,23	3,08	0,23	0,07	0,16	0,06	1,27
Интерференционная линия (200)								
τ = 2 ч	t _{ос} , °C							
	900	0,95	0,81	1,0	0,76	1,36	0,91	0,71
	950	1,65	0,59	1,39	1,13	0,43	1,14	1,07
	1000	1,65	1,84	1,51	2,10	1,06	2,12	1,1
τ _{ос} , ч								
t = 1000°C	1	—	1,76	1,35	0,73	0,89	1,72	1,65
	2	1,65	1,84	1,51	2,10	1,06	2,12	1,10
	3	1,97	—	2,11	2,02	2,28	2,24	0,95
Интерференционная линия (220)								
τ = 2ч	t _{ос} , °C							
	900	0	0,812	0	0,59	0	0,73	0,38
	950	0,32	2,1	0	1,51	1,59	0,77	0,97
	1000	0,33	0,00	0,00	0,08	0,00	0,00	0,75
τ _{ос} , ч								
t = 1000°C	1	—	0,52	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
	2	0,33	0,00	0,00	0,08	0,00	0,00	0,75
	3	0,16	0,00	0,00	0,05	0,00	0,00	0,04

нения являются кристаллографические плоскости (111), (100) и (110). Ясно, что с ростом толщины слоя (с увеличением времени и температуры осаждения) совершенство текстуры должно расти.

Но, видимо, осаждение карбидов и нитридов все-таки процесс более сложный и не всегда соответствует изложенному выше механизму. При осаждении на тех же подложках и при близких температурно-временных режимах нитрида титана TiN, имеющего такую же структуру и близкий период решетки ($a_{\text{TiC}} = 4,300\text{кХ}$ $a_{\text{TiN}} = 4,232\text{кХ}$), текстура слабо выражена, хотя следовало ожидать данных, аналогичных карбидному покрытию.

УДК 669.14.018.258–155.3

Л.А.Бондарь, О.Н.Розина, Т.В.Короткая

ВЛИЯНИЕ АЗОТИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

В работе исследовалось влияние режимов азотирования на микротвердость, теплостойкость и износостойкость штамповых сталей для горячего деформирования. Исследование проводилось на образцах из теплостойкой стали 5ХЗВЗМФС (ДИ-23), полутеплостойкой стали 5ХНМ и новой штамповой стали 4ХСНМФЦР (ЦР).

Газовое азотирование велось по двум режимам: одноступенчатое (520°С , 40 ч) и двухступенчатое (520°С , 6 ч). До химико-термической обработки образцы подвергались улучшению. После азотирования проводилось охлаждение образцов на воздухе или вместе с печью.

Как показал дюрометрический анализ, максимальную твердость при минимальной глубине имеют азотированные слои наиболее легированной стали ДИ-23. Несколько ниже микротвердость этих слоев у стали ЦР. Минимальная твердость при максимальной глубине слоев у стали 5ХНМ (рис. 1, а, б, в, г).

Металлографический и дюрометрический анализы штамповых сталей, азотированных по разным режимам, показал, что при двухступенчатом режиме за время, меньшее в 2 раза, чем при одноступенчатом режиме, толщина слоя больше, но твердость несколько меньше. Охлаждение с печью при прочих равных условиях приводит к некоторому уменьшению микротвердости сталей ДИ-23 и ЦР. Некоторое повышение твердости происходит при увеличении скорости охлаждения после азотирования (Охлаждение на воздухе.)

Исследование теплостойкости показало, что понижение температуры азотирования (переход от двухступенчатого режима к одноступенчатому) ведет к повышению теплостойкости для всех 3 марок сталей.

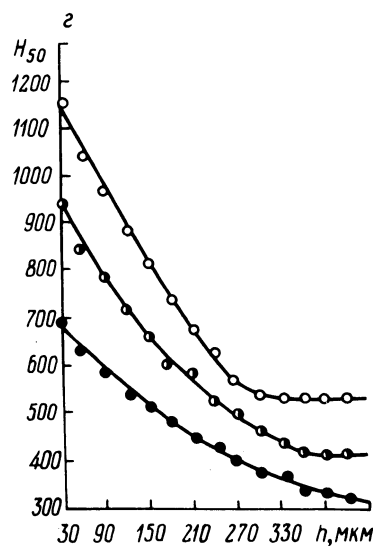
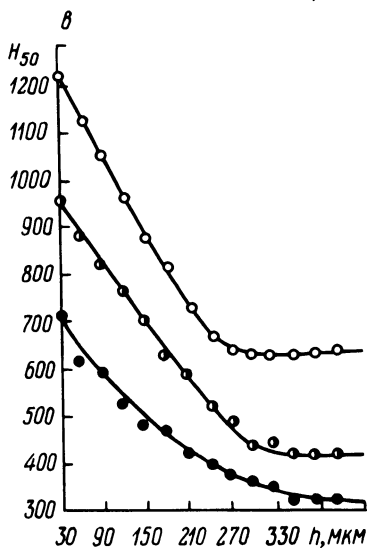
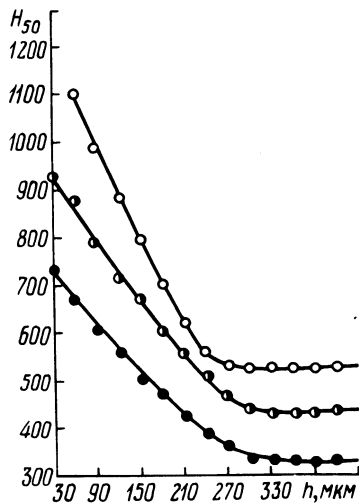
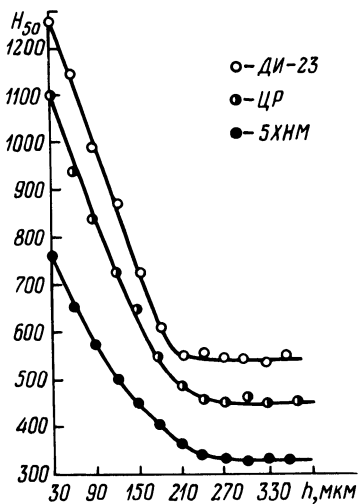


Рис. 1. Микротвердость азотированных слоев штамповых сталей:

а, б — соответственно одноступенчатый режим $520^{\circ} - 40$ ч с охлаждением на воздухе (а) и с печью (б); в, г. — двухступенчатый режим $520^{\circ} - 6$ ч, $560^{\circ} - 14$ ч с охлаждением на воздухе (в) и с печью (г).

Все исследованные азотированные стали сохраняют высокую теплостойкость до 500°C. Теплостойкость азотированных сталей, охлажденных на воздухе, оказалась несколько выше, чем у охлажденных с печью.

Испытание на износ (сухое трение скольжения) проводилось по схеме вал—колодка. Индентор (вал) был изготовлен из быстрорежущей стали Р18. Скорость вращения контртела 1,2 м/с, удельное давление 1,6 кгс/см². Потеря веса образцов фокусировалась на аналитических весах с точностью ± 0,7 мг. Максимальное время испытаний составляло 30 мин.

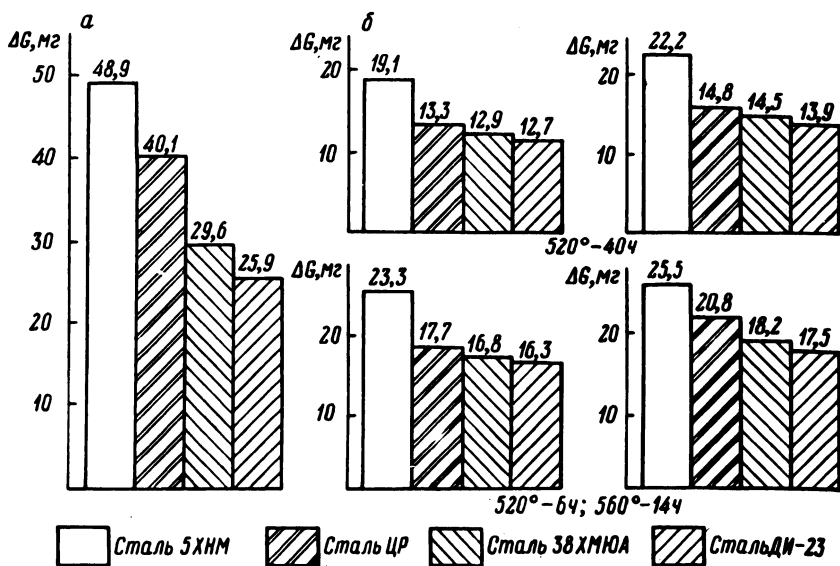


Рис. 2. Износостойкость термообработанных (а) и азотированных (б) штамповых сталей:

$v = 1,2 \text{ м/с}$, $P = 1,6 \text{ кгс/см}^2$, $\tau = 30 \text{ мин}$.

Испытания показали, что азотирование штамповых сталей повышает их износостойкость в 1,3–3 раза. Наивысшей износостойкостью обладает сталь ДИ-23. Минимальная износостойкость у стали 5ХНМ (рис. 2). Эта зависимость сохраняется для всех вариантов азотирования.

Стали, обработанные по двухступенчатому режиму, имеют больший износ, чем подвергнутые одноступенчатому азотированию.

Существенное влияние на износ исследованных сталей оказывает и режим охлаждения. Штамповые стали, охлажденные на воздухе, имеют более высокую износостойкость, чем охлажденные в печи (рис. 2).

II. ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.74.043

Е.В.Кравченко, Э.А.Гурвич

К ВЫБОРУ ОПТИМАЛЬНОГО ТЕПЛОВОГО РЕЖИМА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФОРМЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РЕЖИМЕ ЛИТЬЯ

Экономичность кокильного литья в значительной мере определяется производительностью процесса и длительностью срока службы кокильной оснастки. Решающую роль при этом играет соблюдение оптимальных тепловых режимов металлической формы.

Анализ тепловой работы кокиля проводился на основе экспериментальных исследований процесса теплообмена при циклическом литье отливок из серого чугуна СЧ 12–28 в кокиль из того же материала. Толщина отливки составляла 5 мм, размеры плоского кокиля – 300х300х30 мм. Кокиль со стороны рабочей поверхности был покрыт облицовочным слоем ($X_{обл} = 0,35$ мм) и слоем теплоизоляционной краски на основе графита ($X_{кр} = 0,15$ мм). Коэффициент теплопроводности покрытия составлял 0,22 Вт/м·К.

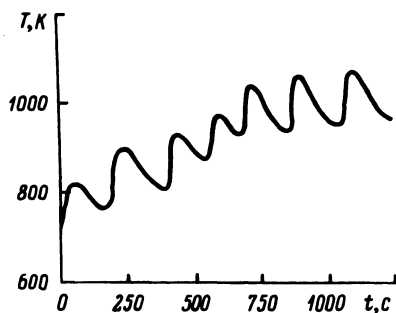


Рис. 1. Изменение температуры рабочей поверхности чугунного кокиля при выходе на квазистационарный тепловой режим с циклическостью заливок 180 — 200 с.

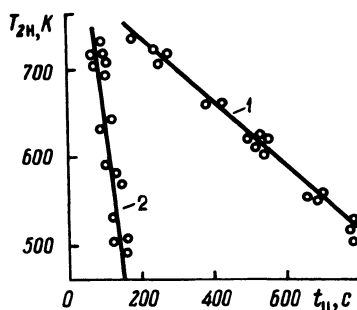


Рис. 2. Зависимость цикла чугуна от начальной температуры его рабочей поверхности:

1 — при естественном охлаждении на воздухе; 2 — при охлаждении пароводяной смесью.

На рис. 1 представлено изменение температуры рабочей поверхности кокиля при выходе на режим в условиях циклической заливки ($t_{ц} = 180–200$ с). Время затвердевания отливки до температуры выбивки (1173 К)

составляет 17–19 с. На подготовку кокиля к очередной заливке (разборка, покраска, сборка) затрачивалось 90–100 с. Из графика видно, что даже при таком режиме работы кокиля, когда 45–50% времени цикла затрачивается на охлаждение кокиля до начальной температуры после выбивки отливки, максимальная температура рабочей поверхности достигает 1070 К, что вызывает упруго-пластические деформации в материале формы при контакте с расплавленным металлом отливки. Это недопустимо при длительной эксплуатации чугунных кокилей.

С целью выявления возможностей увеличения производительности кокиля и создания благоприятных условий для его работы исследовалось влияние принудительного охлаждения на цикл литья при различных начальных температурах рабочей поверхности чугунной формы. Результаты экспериментов приведены на рис. 2. В качестве охладителя в данном случае использовалась пароводяная смесь ($P_{\text{изб}} = 0,2$ ати). Из графика (рис. 2) видно, что продолжительность цикла охлаждаемого кокиля составляет при изменении $T_{2н}$ от 500 до 730 К 160–90 с, а в условиях естественного охлаждения при тех же начальных параметрах — 800–220 с. Таким образом, изменение начальной температуры более существенно влияет на цикл неохлаждаемого кокиля. Из графика также видно, что применение искусственного охлаждения особенно эффективно при низких начальных температурах. Цикл кокиля, охлаждаемого пароводяной смесью, при $T_{2н} = 500$ К можно сократить в 6 раз по сравнению с естественно охлаждаемым, создавая при этом лучшие условия с точки зрения стойкости формы.

Результаты проведенных исследований были использованы при проектировании новой охлаждаемой кокильной оснастки для литья тонкостенных изделий из серого чугуна (мойка, утятница) на Слуцком заводе сантехоборудования. Производственные испытания показали, что производительность такой оснастки увеличилась в 2,5–2,8 раза по сравнению с неохлаждаемой.

УДК 621.746.6

Н.П.Жмакин, Р.И.Есьман, Э.А.Гурвич

УПРАВЛЕНИЕ ТЕПЛОБМЕНОМ ПРИ ЛИТЬЕ В КОКИЛЬ С ПОМОЩЬЮ ЕСТЕСТВЕННОГО ЗАЗОРА

С целью изучения кинетики роста газового зазора и возможностей его регулирования были проведены эксперименты в лабораторных условиях. Опыты проводились на плоских кокилях при литье отливки из сплава АЛ4.

При этом изменялись: толщина отливок, длина кокиля, его начальная температура, интенсивность охлаждения со стороны внешней поверхности.

Исследования показали, что основной причиной образования газового зазора и роста его величины для рассматриваемых случаев является деформация (прогиб) формы, которая в первые моменты после заливки по мере увеличения перепада температуры между рабочей и внешней поверхностями пластины кокиля растет, а затем при выравнивании температур и релаксации температурных напряжений на различных стадиях охлаждения металлической формы уменьшается. При сопоставлении кривых зазора δ и деформации f (рис. 1) видно, что максимальная величина зазора несколько больше остаточной деформации в момент его образования (точка А). Это связано с усадкой самой отливки и термическим расширением (сжатием) кокиля в процессе их охлаждения.

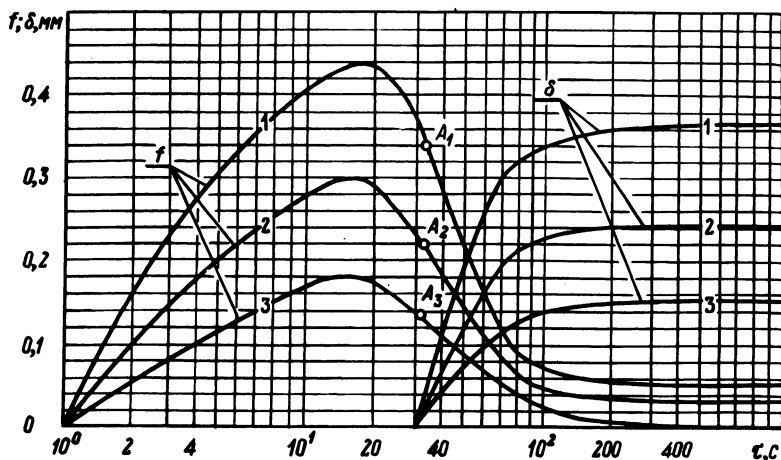


Рис. 1. Влияние длины кокиля на кинетику деформации и газового зазора (сплав АЛ4 — отливка; сталь 20 — кокиль; 1 — $l = 260$ мм; 2 — $l = 200$ мм; 3 — $l = 160$ мм).

На рис. 2 показано влияние различных параметров на момент возникновения газового зазора. Из графика видно, что наибольшее влияние на момент возникновения зазора оказывает толщина отливки (рис. 2, а). Это объясняется тем, что при большей толщине необходима более прочная (толстая) корка для удержания гидродинамического напора жидкой фазы отливки при обратном прогибе пластины кокиля и отрыве ее от отливки.

Значительное влияние на начало образования зазора оказывает температура рабочей поверхности кокиля перед заливкой (T_{2H}). Изменение во времени при одинаковом увеличении T_{2H} тем больше, чем толще отливка (рис. 2, б).

Момент возникновения зазора зависит также от длины кокиля. Особенно это характерно для тонкостенных отливок. Как видно из рис. 2, в относительная разница во времени начала образования зазора увеличивается с уменьшением толщины отливки, тогда как абсолютная разность невелика и почти одинакова (кривые почти эквидистантны).

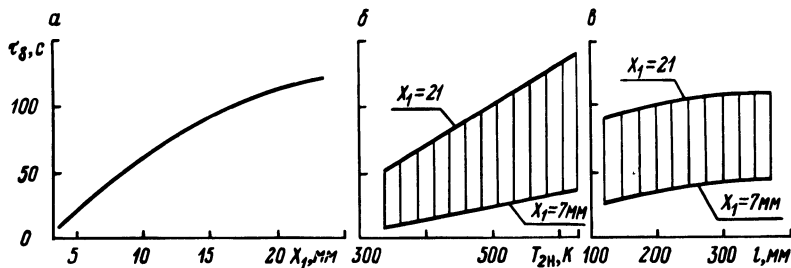


Рис. 2. Зависимость момента возникновения зазора от конструктивных и технологических параметров.

Изучение зависимости максимальной величины газового зазора от технологических и конструктивных параметров показало, что увеличение длины кокиля приводит к существенному росту величины максимального газового зазора. Это связано с тем, что длина кокиля при любой толщине отливки почти не влияет на момент возникновения зазора, в то время как максимальная величина деформации изменяется довольно заметно (рис. 1). Это приводит к смещению точки А для различных длин кокиля на более высокий или низкий уровень в один и тот же момент времени.

Рост зазора с увеличением ширины (длины) формы приводит, естественно, к увеличению времени затвердевания отливки, что особенно характерно для больших толщин отливок. Так, при увеличении длины кокиля в 3 раза (от 125 до 375 мм) в процессе литья отливки толщиной 28 мм в кокиль толщиной 30 мм время затвердевания увеличивается в 2,8–3 раза.

Значительное влияние на величину газового зазора оказывает также интенсивность охлаждения кокиля со стороны внешней поверхности.

Толщина отливки очень мало влияет на максимальную величину газового зазора при циклическом литье. Величина зазора, вызванного усадкой отливки, мала по сравнению с зазором за счет деформации формы.

Для определения естественного зазора между отливкой и кокилем, возникающим главным образом от деформации изгиба кокиля, основываемся на зависимости

$$f = - \frac{3}{2} \frac{Mb}{(n_2) 2h \cdot a)^3 E}, \quad (1)$$

где b, h, a — характерные размеры пластины кокиля, m ; n — число условных расчетных слоев в кокиле; E — модуль упругости материала кокиля,

H/M^2 ; M — момент изгиба пластины кокиля относительно концов ее закрепления (зависит от термонапряженного состояния кокиля); $H \cdot m$:

$$M = b(h \cdot a)^2 \sum_{i=n_1}^n \epsilon_i \left(i - n_1 - \frac{n_2}{2}\right) (\sigma_i^{(1)} + \sigma_i^{(2)} + \sigma_i^{(3)}), \quad (2)$$

где

$$\epsilon_i \begin{cases} -\frac{1}{2} & \text{при } i = n_1, i = n; \\ 1 & \text{при прочих значениях } i. \end{cases}$$

Здесь n_1 — число слоев в отливке; $n = n_1 + n_2$; $i = 1, 2, 3, \dots$ — номер слоя; $\sigma_i^{(1)}$, $\sigma_i^{(2)}$, $\sigma_i^{(3)}$ — соответственно напряжения сжатия, растяжения и изгиба за счет неравномерного поля температур, определяемые по уравнениям термоупругости, которые в конечно-разностной форме имеют вид

$$\sigma_i^{(1)} = -\beta_i E \left[\left(\frac{u_i + u_{i-1}}{2} + 1 \right) T_0 - T_{20} \right]$$

при $i = n_2, n_2 + 1, \dots, n$;

$$\sigma_i^{(2)} = \frac{1}{n_2} \sum_{i=n_2}^n \epsilon_i \beta_i E \left[\left(\frac{u_i + u_{i-1}}{2} + 1 \right) T_0 - T_{20} \right];$$

$$\sigma_i^{(3)} = \frac{3}{2n_2^3} \left(i - n_1 - \frac{n_2}{2}\right) \sum_{i=n_2}^n \epsilon_i \beta_i E \left(i - n_1 - \frac{n_2}{2}\right) \times \\ \times \left[\left(\frac{u_i + u_{i-1}}{2} + 1 \right) T_0 - T_{20} \right],$$

где β_i — коэффициент температурного расширения материала кокиля (вычисляется по температуре $(u_i + u_{i-1})/2$), $1/\text{град}$.

Зазор, возникающий из-за деформации кокиля, в любой момент времени рассчитывается по формуле

$$\delta = f_z - f(t), \quad (3)$$

где $f(t)$ — величины прогиба пластины кокиля в рассчитываемый момент времени, m ; f_0 — величина прогиба пластины кокиля в момент возникновения зазора.

РЕГУЛИРОВАНИЕ ТЕПЛООБМЕНА ПРИ ЛИТЬЕ СЛОЖНЫХ ОТЛИВОК В КОКИЛЬ

Причиной большей части поломок литых деталей из черных и цветных сплавов являются дефекты усадочного характера как следствие неправильного теплового режима формы и отливки. Расположение этих дефектов в большинстве случаев совмещается с местами сопряжений "плоских стенок", где образуются массивные участки и резкие перемены толщин. С целью изучения особенностей процесса формирования сопряжений сложных отливок в кокиле экспериментально исследовались температурные поля отливок типа разнотолщинная плита, угол и тавр. Сопряжения таких типов получали из сплава АЛ4 в стальном окрашенном кокиле. Кокиль с толщиной стенки 0,03 м покрывался слоем мраморной краски толщиной 0,0003 м. Начальная температура формы 230°C. Температура заливаемого сплава 700°C.

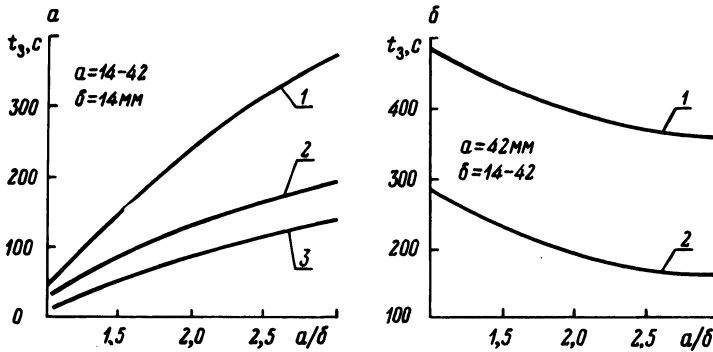


Рис. 1. Влияние толщины полки (а) и ребра (б) на время затвердевания сопряжений:

1 — тавр; 2 — угол; 3 — разнотолщинная плита.

Анализ температурных кривых показал, что неравномерность затвердевания и охлаждения сопряжения типа тавр приводит к возникновению в конце стадии затвердевания максимальных перепадов температур порядка 170 град и даже при достижении отливкой температуры выбивки имеют место значительные перепады температур между массивными и тонкими элементами сопряжений, что может привести к возникновению термических напряжений в отливках.

Проведенные исследования установили существенную разницу во времени формирования различных типов сопряжений (рис. 1). Это приводит к неравномерному охлаждению сложных отливок и, как следствие, — к горячим трещинам в местах сочленения массивных и тонких элементов сопряжений. Зная положение тепловых центров в сопряжениях, необходимо осуществить интенсивный отвод тепла из области теплового центра, что позволит частично выравнять время затвердевания и охлаждения элементов сложной отливки. Это способствует не только улучшению качества литого изделия, но также ускоряет технологический цикл получения отливки и повышает производительность труда.

Применение локального искусственного охлаждения расчлененных кокилей позволяет в более широких пределах, чем холодильниками, регулировать время формирования различных по массе участков сложных отливок. Для выравнивания времени затвердевания и охлаждения массивных и тонких участков сложных отливок исследовалось принудительное локальное охлаждение участков формы различными теплоносителями. В качестве теплоносителей использовали: масло ТСКП-30 и эмульсол марки ЭЗ-В, разбавленный водой в отношении 4:1. Скорость теплоносителя в охлаждаемой полости составляла 0,15 м/с.

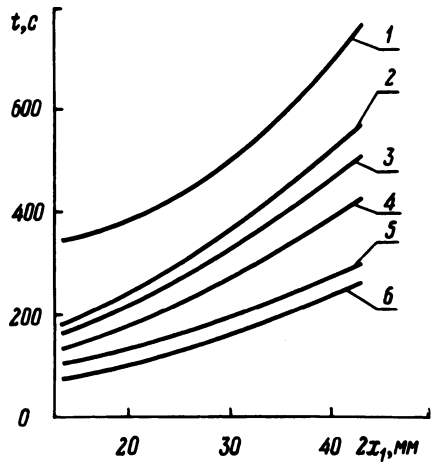


Рис. 2. Зависимость времени затвердевания (кривые 4,5,6) и времени охлаждения (кривые 1,2,3) от толщины отливки и рода теплоносителя: 1,4 — естественное охлаждение на воздухе; 2,5 — охлаждение маслом; 3,6 — эмульсом.

Результаты исследований представлены на рис. 2. Анализ экспериментальных данных показал, что увеличение толщины отливки в большей степени влияет на увеличение времени затвердевания при естественном локальном охлаждении маслом и эмульсом. С изменением толщины отливки от 14 до 42 мм время ее затвердевания в кокиле с естественным охлаждением увеличилось в 3,6, а с искусственным — в 2,6 раза.

Исследования показали, что время формирования различающихся по массе участков сложной отливки можно выравнивать за счет применения

локального принудительного охлаждения кокиля различными теплоносителями. Результаты исследований использованы при создании технологической оснастки с автоматическим регулированием теплового режима кокиля при изготовлении отливки корпус топливного насоса на Минском моторном заводе.

В результате проведенных исследований изучены особенности процесса формирования сопряжений отливок в кокиле и определены оптимальные условия охлаждения различных участков формы, что позволило уменьшить неравномерность температурного поля и получить качественные отливки без усадочных дефектов.

УДК 621.743

Е.В.Кравченко, А.С.Калиниченко

РАСЧЕТ ПРОДВИЖЕНИЯ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Сложность получения отливок из чугуна в кокилях определяется образованием отбела поверхностных слоев, препятствующего последующей механической обработке. Снижение скорости затвердевания за счет утепления кокиля приводит к появлению трудностей технологического характера, поскольку стойкость теплоизоляционного покрытия невысока.

В настоящее время предложен способ литья чугунных отливок в кокиль, позволяющий устранить отбел поверхностных слоев [1]. Это достигается путем создания значительного искусственного зазора между отливкой и кокилем, вследствие которого резко снижается интенсивность теплообмена и происходит самоотжиг поверхностных слоев.

Для нахождения времени раскрытия кокиля необходимо рассчитать продвижение фронта кристаллизации в отливке. Поскольку раскрытие формы происходит до момента полного затвердевания отливки, то можно допустить температуру отливки постоянной. Найдем количество тепла, передаваемое от отливки к форме за время dt при затвердевании слоя отливки толщиной $d\xi$:

$$dQ_1 = \rho_1 r_{\text{эф}} d\xi F, \quad (1)$$

где ρ_1 — плотность материала отливки, кг/м^3 ; $r_{\text{эф}}$ — эффективная теплота кристаллизации, Дж/кг ; F — площадь контакта.

Это тепло отводится формой площадью F за время dt :

$$dQ_2 = \alpha_1 (T_{\text{кр}} - T_{2п,t}) F dt, \quad (2)$$

где α_1 — коэффициент теплопередачи от отливки к форме, Вт/м²·К; $T_{2пт}$ — температура рабочей поверхности формы, К.

Приравняв выражения (1) и (2), получим после преобразований:

$$d\xi = \frac{\alpha_1 (T_{кр} - T_{2пт})}{\rho_1 r_{эф}} dt. \quad (3)$$

Для решения уравнения (3) необходимо найти зависимость от времени. Используя общее решение для несимметричных граничных условий третьего рода [2], найдем выражение для определения $T_{2пт}$ для наших условий:

$$T_2(x, Fo) = (b - cx) (T_{кр} - T_B) + \sum_{k=1}^{\infty} u_k \left(\frac{A_k}{N_k^2} e^{-a\gamma_k^2 Fo} - M_k Fo + T_B \right), \quad (4)$$

где T_B — температура воды, К; b и c — постоянные, учитывающие интенсивность теплообмена,

$$b = \frac{Bi_1 (1 - Bi_2)}{Bi_1 + Bi_2 + Bi_1 Bi_2 m}; \quad c = \frac{Bi_1 Bi_2}{Bi_1 + Bi_2 + Bi_1 Bi_2 m}. \quad (5)$$

Значения γ_k находятся как корни характеристического уравнения [2]. Постоянную A_k и квадрат нормы N_k собственной функции находим из следующих выражений:

$$A_k = \left(\frac{1}{\gamma_k} \sin 2\gamma_k m - \frac{Bi_1}{\gamma_k} \cos 2\gamma_k m + \frac{Bi_1}{\gamma_k^2} \right) (T_{2пт,0} - T_B - bT_{кр} + bT_B - (R_k + P_k \frac{Bi_1}{\gamma_k}) (k - cT_{кр} + cT_B));$$

$$N_k = \frac{1}{4\gamma_k} \left(1 - \frac{Bi_1}{\gamma_k} \right) \sin 4\gamma_k m + m \left(1 + \frac{Bi_1^2}{\gamma_k} \right) + \frac{Bi_1}{2\gamma_k^2} (1 - 4\cos 4\gamma_k m).$$

Подставляя значения постоянных b , c , A_k , N_k и выражение (4) в (3), после интегрирования левой части от 0 до ξ , а правой от 0 до t получим

$$\xi = \frac{\alpha_1 t_H}{\rho_1 r_{эф}} [T_{кр} - (b - c) (T_{кр} - T_B) - T_B] + \frac{\alpha_1}{\rho_1 r_{эф}} \sum_{k=1}^{\infty} \left(\frac{1}{a\gamma_k^2} \frac{A_k}{N_k^2} e^{-a\gamma_k^2 Fo} + \frac{1}{2} M_k Fo^2 \right).$$

Используя выражение (8), можно рассчитать продвижение фронта кристаллизации до момента затвердевания и определить момент раскрытия формы для конкретной отливки.

Л и т е р а т у р а

1. А н и с о в и ч Г.А., А л е к с е е в В.С., К р у т о в а Ю.Н. Затвердевание отливки в кокиле с искусственным воздушным зазором. — Литейное производство, 1978, № 5. 2. Х р и с т и ч е н к о П.И. Новый способ теплового расчета постоянной литейной формы. — В сб.: Тепловые процессы в отливках и формах. М., 1972.

УДК 621.74.043.2:621.892

*Д.Н.Худокормов, В.А.Бахмат,
А.М.Михальцов, В.Н.Амосенко*

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТЕЙ ВПУСКА И ПРЕССОВАНИЯ НА ПЛОТНОСТЬ ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Качество литья под давлением в значительной степени определяется гидродинамическим режимом заполнения полости пресс-формы, основными параметрами которого являются скорость прессования и скорость впуска жидкого металла. Одним из важнейших показателей качества литья под давлением является плотность отливок, находящаяся в непосредственной связи с газовой пористостью — основным недостатком данного способа литья. Поэтому в настоящей работе исследовалось влияние скоростей прессования и впуска на плотность отливок из сплава АЛ2.

Отливки прямоугольной формы изготавливались на машине литья под давлением модели 5А12 с холодной горизонтальной камерой прессования. В опытной пресс-форме при этом была конструктивно предусмотрена возможность быстрого изменения толщины стенки отливки от 2 до 6 мм и толщины питателя от 0,75 до 2 мм.

Скорость первой фазы прессования оставалась постоянной. Скорость второй — регулировалась в пределах 0,3–1,0 м/с, измерялась с помощью магнитно-электрического датчика и фиксировалась шлейфовым осциллографом на фотобумаге.

Для измерения усилия прессования использовался специальный переходник с наклеенными тензодатчиками.

Температура пресс-формы во время опытных запрессовок поддерживалась в пределах 80–100°С на глубине 5 мм от рабочей поверхности. Температура заливаемого сплава составляла $610 \pm 5^\circ\text{C}$.

С целью уменьшения влияния других факторов на рабочую поверхность пресс-форм при проведении экспериментальных запрессовок смазка не наносилась. Камера прессования смазывалась минимальным количеством смазки СКТВ-1-Р с добавкой графита.

Усилие прессования при использовании камеры прессования диаметром 45 мм оставалось постоянным и составляло 330–350 кгс/см². Прогрев пресс-формы производился с помощью 15–20 предварительных запрессовок. Плотность полученных отливок определялась методом гидростатического взвешивания.

На рис. 1, а, б, в приведены экспериментальные зависимости изменения плотности отливок толщиной 2, 4 и 6 мм от скорости выпуска. Как видно из полученных результатов, увеличение скорости впуска от 3 до 20 м/с ведет к снижению плотности отливок.

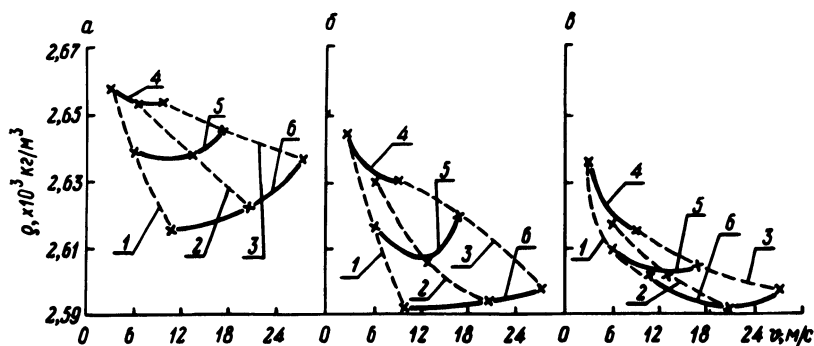


Рис. 1. Влияние скорости впуска на плотность (ρ) отливок толщиной 2 мм (а), 4 мм (б) и 6 мм (в):

1, 2, 3 – соответственно питатель толщиной 2 мм, 1,0 мм, 0,75 мм;
4, 5, 6 – соответственно скорость прессования 0,3 м/с, 0,6 м/с, 1,0 м/с.

На приведенных рисунках штриховыми линиями показано изменение плотности отливок при использовании постоянного питателя и различных скоростей прессования. Сплошными линиями показано изменение плотности отливок при постоянных скоростях прессования (0,3; 0,6 и 1,0 м/с) и различной толщине питателя (ширина питателя во всех случаях постоянна).

Анализ полученных зависимостей показывает, что увеличение скорости впуска может оказывать различное влияние на изменение плотности отливок в зависимости от способа изменения скорости впуска. Так, увеличение скорости впуска путем увеличения скорости прессования во всех случаях приводит к монотонному снижению плотности получаемых отливок (штри-

ховые линии). Увеличение же скорости впуска за счет уменьшения сечения питателя при постоянной скорости прессования имеет более сложный характер (сплошные линии). При скоростях впуска до 10–13 м/с наблюдается некоторое снижение плотности; дальнейшее возрастание скорости впуска способствует увеличению плотности образцов.

По мнению авторов [1, 2], снижение плотности отливок, вызванное увеличением скорости прессования, связано с захватом воздуха и газов, находящихся в свободном объеме камеры прессования. Захваченные воздух и газы перемешиваются с запрессовываемым металлом и поступают в полость формы в виде двухфазного потока металл–газ. Удалить воздух и газы из металла в данном случае не представляется возможным, что приводит к наблюдаемому снижению плотности получаемых отливок.

Кроме того, увеличение скорости прессования приводит к уменьшению времени заполнения, способствуя тем самым увеличению количества воздуха и газов, захватываемых металлом в полости пресс-формы.

Увеличение скорости впуска металла путем уменьшения сечения питателя при высокой скорости прессования (1 м/с) не оказывает существенного влияния на изменение плотности отливок толщиной 4 и 6 мм (рис. 1, б и 1, в), способствуя, однако, заметному повышению плотности отливок толщиной 2 мм (рис. 1, а).

При средней скорости прессования (0,6 м/с) для всех толщин отливок характерно экстремальное изменение плотности с уменьшением сечения питателя. Причем влияние этого фактора усиливается с уменьшением толщины отливки. Так, если плотность отливок толщиной 6 мм не претерпевает при этом существенных изменений, то плотность тонких отливок (толщиной 2 мм) оказывается выше при запрессовке металла через тонкий питатель.

При низкой скорости прессования (0,3 м/с) максимальная плотность всех отливок, в том числе и тонкостенных, наблюдается уже при использовании питателя большого сечения (2 мм). Установленный характер исследованных зависимостей объясняется сложной взаимосвязью изучаемых параметров, определяющих в конечном итоге гидродинамику процесса заполнения полости пресс-формы металлом. Из приведенных результатов следует, что преобладающая роль в образовании пористости в отливках при литье под давлением принадлежит скорости прессования — увеличение последней во всех случаях приводит к снижению плотности отливок. В значительной степени на плотность отливок оказывает влияние и соотношение толщин питателя и стенки отливки. Так, при одной и той же скорости впуска плотность отливок оказывается выше в случае использования более тонкого питателя (рис. 1), что связано с увеличением времени заполнения полости пресс-формы.

Таким образом, на плотность отливок при литье под давлением оказывает влияние не только характер течения металла, зависящий от скорости

впуска, но также время заполнения и процессы, протекающие в камере прессования, характер которых в свою очередь определяется скоростью прессования.

Полученные результаты позволяют рекомендовать для получения плотных отливок использование питателей максимального сечения при низких скоростях прессования. При изготовлении тонкостенных отливок, требующих высоких скоростей прессования, следует соответственно уменьшать сечение питателя.

Л и т е р а т у р а

1. Ш в е ц о в В.Д. Перетекание газов из камеры прессования в полость формы. — Литейное производство, 1974, № 4. 2. И г н а т е н к о Ю.Ф., Б о л х о в и т и н В.Н., Ж у т а е в Л.И. Количество газов, захватываемых металлом в камере прессования при литье под давлением блоков цилиндров. — В сб.: Развитие и совершенствование литья под давлением. М., 1975.

УДК 621.746.047

*В.И.Тутов, В.А.Гринберг, Р.Н.Худокормова,
Г.И.Столярова, А.Н.Крутилин, Е.Б.Демченко*

ОПЫТ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК В ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Процесс кристаллизации отливок при непрерывном литье происходит в сложных условиях теплоотвода: интенсивный теплоотвод в кристаллизаторе, малая интенсивность теплоотвода после выхода отливки из кристаллизатора и как следствие разогрев наружных слоев за счет тепла жидкой сердцевины, затем полное затвердевание при охлаждении на воздухе. В результате может быть получена ферритная или перлитная структура металла отливки с отбеленным поверхностным слоем, или содержащим цементит и графит отжига, или полностью графит отжига.

Чтобы обеспечить получение отливки с перлитной структурой без отбела, необходимо снизить интенсивность теплоотвода в кристаллизаторе и увеличить ее в интервале температур 800—500°С, что для фасонных отливок очень сложно.

Наличие в поверхностном слое отливки междендритного графита (графита отжига) также нежелательно, особенно для деталей, к которым предъявлены требования износостойкости. Избежать или снизить возможность появления феррита в поверхностном слое отливок можно либо путем уве-

личения скорости их охлаждения при температурах 800–400°C, либо посредством ввода в чугун микродобавок, способствующих графитизации при эвтектическом превращении и сохранению эвтектоидного цементита.

Наиболее реальный путь одновременного предотвращения отбела и ферритизации — это сочетание выбора определенного температурного режима, состава чугуна и ввода модификаторов.

Необходимый температурный режим можно обеспечить конструкцией кристаллизатора, скоростью, расходом и температурой воды, охлаждающей кристаллизатор, скоростью вытягивания отливки. Эти параметры выбирают индивидуально для каждой конкретной отливки.

Исследования, проведенные по выбору состава чугуна и модификаторов для отливок, получаемых непрерывным литьем, показали, что необходимо использовать чугун с $C_{ЭКВ} = 4,5$ и вводить комплексные модификаторы.

Принцип выбора компонентов, входящих в комплексные добавки, сводился к сочетанию в них известных по своему действию на структуру чугуна элементов — графитизаторов и элементов стабилизаторов цементита перлитного.

Исследовали следующие комбинации модификаторов: 1. 0,2%Sb, 0,2%Sb + 0,3%CaSiO; 2. 0,25%Cr, 0,25%Cr + 1%Ni; 3. 0,15Cr + 1%Cu, 0,25%Cr + 1,0%Ni + 1%Cu (исходный чугун Сч 21–40).

Присадка 0,2% сурьмы привела к образованию следующей структуры по сечению стенки исследуемой отливки. На глубине 13 мм от поверхности наблюдается мелкопластинчатый и точечный междендритный графит. Металлическая основа состоит из перлита и небольшого количества фосфидной эвтектики. Цементит ледебурита в структуре отсутствует. По мере дальнейшего удаления от наружной поверхности отливки включения пластинчатого графита укрупняются, достигая на глубине 25 мм длины 25–40 мкм. Кроме того, здесь же встречаются отдельные включения графита компактной формы. Последние могут возникать в результате распада цементита ледебуритного в процессе самоотжига. На глубине до 4 мм от внутренней поверхности отливки обнаруживается феррит в количестве не более 3%.

Совместная добавка 0,2% сурьмы и 0,3% силикокальция изменила структуру следующим образом. Ширина зоны междендритного графита с высокой степенью дисперсности точечных и пластинчатых включений сократилась с 13 мм (0,2% сурьмы) до, примерно, 9 мм.

Затем следует зона графита пластинчатого в сочетании с гнездообразным. Длина пластин постепенно возрастает от 25 до 40 мкм на глубине 13 мм и далее до 40–80 мкм. Графит может быть расположен колониями и розеточно в перлитной металлической основе с малым количеством фосфидной эвтектики. Феррит и цементит отсутствуют. Указанная зона простирается до внутренней поверхности образца.

Присадка силикокальция существенно повлияла на характер эвтектического превращения. Анализ структур свидетельствует об уменьшении переохлаждения жидкой фазы эвтектического состава при затвердевании чугуна. Это подтверждается уменьшением ширины зоны с междендритным графитом и исчезновением отдельных компактных его включений.

При добавке одного хрома в количестве 0,25% ширины зоны междендритного графита составила около 25 мм. При этом в слое глубиной 7–8 мм от наружной поверхности имеется 30–20% цементита ледебуритного. Далее при переходе к внутренней поверхности количество цементита снижается до 10–15%, обнаруживается незначительное (3%) количество феррита. Графит пластинчатый в сочетании с гнездообразным, длина пластин 40–80 мкм, розеточного расположения. Следовательно, присадка 0,25% хрома не обеспечила лучшей перлитизации, чем сурьма, но заметно усилила процесс формирования цементитной фазы при эвтектическом превращении и затормозила ее распад при самоотжиге.

Дробка 1% никеля совместно с 0,25% хрома привела к резкому сокращению (до 4 мм) зоны с междендритным графитом и цементитом ледебуритным. Количество последнего уменьшается от 30% у поверхности до 3% на глубине 4 мм. Далее в зоне протяженностью около 33 мм выявляются хлопьевидные включения графита, а также точечные его выделения в перлитно-ферритной (менее 5%) матрице, содержащей до 3% фосфидной эвтектики. Пластинчатый графит наряду с хлопьевидным и точечным в указанной основе обнаруживается только у внутренней поверхности на глубине 3 мм.

Увеличение графитизирующей доли комплексного модификатора путем дополнительного ввода в чугун 1% меди сократило количество цементита ледебуритного в поверхностном слое до 10–3% (на глубине 7 мм). Графит здесь точечный и хлопьевидный, равномерно расположенный в перлите. Затем, вплоть до внутренней поверхности, простирается зона обычной для серого чугуна структуры, состоящая из графита пластинчатого в сочетании с гнездообразным розеточного расположения. Однако здесь графит несколько повышенной дисперсности, длина пластин 25–40 мкм. Перлитная матрица содержит в себе фосфидную эвтектику (менее 5%) и незначительное количество феррита.

Дополнительная добавка меди заметно активизировала эвтектический распад жидкой фазы по стабильной диаграмме, что привело к существенно улучшению структуры чугуна. Из приведенного анализа действия различных модификаторов на структуру чугуна при непрерывном литье видно, что положительный эффект может быть получен при сочетании добавок Си и CaSiO с одним из перлитобразующих. Введение добавок Си и CaSiO позволяет ликвидировать отбел в поверхностном слое, уменьшить зону междендритного графита, добавки Sb, Cr и другие стабилизируют получение перлитной структуры.

Результаты проведенных исследований были использованы при отработке технологического процесса получения отливки рейки строгального станка методом непрерывного литья на Минском станкостроительном заводе им. Октябрьской революции. Опыты проводили на ваграночном чугуна, выплавляемом для нужд цеха. Температура металла на желобе 1340–1360°C. Химический состав чугуна характеризуется постоянным содержанием 0,15–0,25% хрома, который вносится в шихту с возвратом.

Опыты получения рейки из такого чугуна не дали положительных результатов: отливки имели отбел, превышающий припуск на механическую обработку, ферритную структуру. Приготавливать металл непосредственно для непрерывного литья на заводе не представляется возможным, поэтому возникла необходимость искать пути, обеспечивающие получение годной отливки в существующих условиях.

Так как исходный чугун для получения рейки содержит хром, а углеродный эквивалент его колеблется в значительных пределах, были проведены эксперименты на базе модификатора, содержащего Cr и Si. Учитывая, что необходимое количество хрома имеется в чугуна, добавляли медь и силикокальций. Наиболее эффективным оказался состав: 0,5%Cu + +0,2%CaSiO. Модификатор вводили на желоб вагранки при наполнении ковша металлом. Усвоение удовлетворительное, отбел отсутствует, структура содержит до 85–90% перлита, отливка соответствует требованиям технических условий.

Таким образом, при непрерывном литье заготовок из чугуна получение требуемой структуры обеспечивается выбором оптимального химического состава исходного металла, режимов охлаждения и применением комплексных легирующих и модифицирующих добавок. Поскольку технология приготовления металла для непрерывного литья имеет свою специфику, целесообразно использовать индивидуальные плавильные агрегаты.

УДК 621.745.34

*А.Г.Слуцкий, С.Н.Лекаш,
Э.Л.Воробьева, О.А.Белый*

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВАГРАНОЧНОЙ ПЛАВКИ ПРИРОДНОЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ

Учитывая, что основная доля чугуна для машиностроительных отливок производится в настоящее время в вагранках, важное значение имеет отработка технологического процесса легирования ваграночного чугуна с ис-

пользованием в шихте природнолегированных металлизированных окатышей.

В исследованиях применялись офлюсованные окатыши из Качканарского концентрата, металлизация которых производилась в промышленной шахтной печи Белорецкого металлургического комбината, работающей на газообразном восстановителе. Металлизированные окатыши, содержащие 65–70% Fe_{мет}; 75–78% Fe_{общ}; 0,01% S; 0,4% V вводились в ваграночную шихту в виде брикетов диаметром 90 мм и высотой 45 мм. Плавку осуществляли в экспериментальной вагранке диаметром 350 мм с шамотной набивной футеровкой. Для получения сравнительных результатов плавку начинали на традиционной шихте, состоящей из: 30% стального лома, 30% литейного чугуна и 40% собственного возврата. Затем осуществлялась замена 50% и 100% стального лома V-содержащими металлизированными окатышами. Количество ферросплавов в шихте и удельный расход кокса оставались в процессе всей плавки неизменными.

Использование в шихте 15% окатышей в виде брикетов не оказало существенного влияния на производительность вагранки и температуру жидкого металла; удельное количество шлака в единицу времени возросло при этом в 1,8 раза без заметного изменения его жидкотекучести. Соотношение давления и расхода дутья сохранилось на протяжении всей плавки на неизменном уровне, что свидетельствует о незначительном разрушении брикетов в процессе опускания их по шахте вагранки, в то время как использование небрикетированных окатышей в виде гранул диаметром 10–15 мм приводило к некоторому ухудшению газопроницаемости столба шихтовых материалов. Указанное отличие свидетельствует о преимуществе использования в ваграночной плавке предварительно брикетированных окатышей.

Т а б л и ц а 1. Влияние брикетированных окатышей на параметры ваграночной плавки

Параметры	Наименование шихты		
	традицион- ная	содержащая окатыши	
		15%	30%
Производительность, %	100	95	85–82
Количество шлака в единицу времени (% от веса металла)	5,9	10,0–12,0	14,0–18,0
Температура жидкого металла на желобе, °C	1400–1410	1400–1415	1400–1420
Давление дутья, мм.вод.ст.	340	345	350
Расход дутья, Нм ³ /м ² мин	138	135	134

Увеличение добавки в шихту металлизированного сырья до 30% (полная замена стального лома) приводило к ощутимому снижению производительности плавильного агрегата на 18%. При этом удельное количество шлака возросло в 2,0–2,4 раза по сравнению с плавкой на традиционной шихте в основном за счет пустой породы, содержащейся в количестве до 20% в окатышах (табл. 1).

Материальный баланс, составленный с учетом 5% общего угара, показал, что практически все железо, включая недовосстановленное в процессе металлизации, переходит в чугуны. Косвенно это подтверждается также химическим составом шлаков (табл. 2).

Интересно отметить, что по мере возрастания величины добавки ванадийсодержащих окатышей в шихту содержание железа в шлаке снижается. Это благоприятно отражается на ходе реакций, протекающих между металлом и шлаком, в частности, процессе перехода ванадия из окатышей в металл, а также десульфурации чугуна.

Замена стального лома ванадийсодержащими металлизированными окатышами в виде брикетов практически не сказывается на величине угара углерода и марганца. Однако концентрация кремния снижается на 0,2–0,3% (табл. 3). Использование природнолегированных окатышей позволяет эффективно легировать чугуны ванадием, при этом также возрастает концентрация титана в чугуне. Так, использование в шихте 30% окатышей увеличивает концентрацию ванадия до 0,12–0,15%, а с учетом легированного собственного возврата, доля которого в металлозавалке достигает 40%, концентрация ванадия может возрасти до 0,2%. Баланс ваграночной плавки по ванадию показал, что 78–82% легирующего элемента переходит в чугуны. Высокое усвоение ванадия и низкий коэффициент распределения его между шлаком и металлом определяется двумя факторами: наличием сажистого углерода в окатышах, а также химической активностью углерода кокса в горне вагранки.

Т а б л и ц а 2. Влияние ванадийсодержащих металлизированных окатышей на химический состав шлака.

Наименование шихты	Химический состав шлака, вес. %							
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	FeO	V ₂ O ₅	Fe _{общ}	
Традиционная	37,0	11,6	20,7	10,8	6,57	0,063	6,95	
Содержащая окатыши	15%	33,1	11,4	27,1	17,4	3,33	0,13	3,73
	30%	31,8	12,2	27,3	15,8	2,25	0,27	2,53

Т а б л и ц а 3. Влияние природнолегированных металлизированных окатышей на химический состав и свойства серого чугуна

Состав шихты	Химический состав, вес. %							Свойства		
	C	Si	Mn	S	P	V	Ti	$\sigma_{\text{и}}$, кг/мм ²	НВ, кг/мм ²	отбел, мм
Традицион- ная	3,51	2,80	0,48	0,10	0,08	0,02	0,04	41,9	196	4
Содержа- щая 15%	3,7	2,50	0,46	0,09	0,07	0,08	0,09	42,7	204	6
ока- 30% тыши	3,6	2,55	0,54	0,09	0,07	0,13	0,14	47,5	209	6,6

Использование природнолегированных окатышей позволяет существенно повысить механические свойства серого чугуна. Так, например, предел прочности при изгибе возрастает от 38,0 до 46,0 кгс/мм² (табл. 3). Совместное легирование чугуна ванадием и титаном позволяет значительно повысить его износостойкость и стабилизировать свойства в разностенных сечениях отливок. Количество неметаллических включений в чугунах, выплавленных с применением в шихте окатышей, составляет 0,0116%, в то время как при плавке на традиционной шихте оно выше более чем в 1,5 раза и достигает 0,0178%.

Таким образом, проведенные исследования показали возможность легирования ваграночного чугуна ванадием за счет использования в шихте природнолегированных металлизированных окатышей. При этом повышается качество чугунного литья, сокращаются безвозвратные потери ванадия, уменьшается загрязнение окружающей среды. Снижение содержания в окатышах пустой породы, увеличение концентрации углерода в них и повышение прочности брикетов позволит повысить эффективность применения природнолегированных металлизированных окатышей при производстве качественного чугунного литья.

ПРИМЕНЕНИЕ ШАГОВЫХ ЭЛЕКТРОПРИВОДОВ ДЛЯ ВЫТЯГИВАНИЯ СЛИТКА ИЗ КРИСТАЛЛИЗАТОРА

Дальнейшее улучшение качества выпускаемой продукции и рост производительности машин горизонтального непрерывного литья предъявляют повышенные требования к автоматизированным электроприводам вытягивания слитка.

При горизонтальном литье наибольшее применение нашел способ периодического вытягивания слитка из кристаллизатора. Большинство машин горизонтального непрерывного литья работает с использованием этого способа, который позволяет ограничить разрыв корочки слитка в пределах длины кристаллизатора и увеличить средний контакт между его стенкой и жидкой фазой. Разрыв затвердевшей корочки происходит в период вытягивания, а в период остановки – ее формирование и рост.

В последнее время все шире применяется вытягивание слитка из кристаллизатора с повышенной частотой. При этом образовывается мелкозернистая кристаллическая структура слитка, повышаются его механические свойства и улучшается качество поверхности. Приводы, обеспечивающие литье с повышенной частотой и малым шагом вытягивания, используются на машинах горизонтального литья фирм "Вертли" (Швейцария), "Техника-Гусс" (ФРГ), "Метатерм" (Австрия) и др. Характерным недостатком этих приводов является использование в них гидрооборудования, которое в условиях литейного производства не обеспечивает необходимую безопасность и надежность работы.

На отечественных машинах горизонтального литья режим вытягивания слитка с повышенной частотой не нашел еще широкого промышленного применения, что связано с отсутствием приводов, позволяющих получать малый шаг и большую частоту вытягивания заготовки. В настоящее время применяются электроприводы постоянного или переменного тока различной конструкции. Опыт их эксплуатации показывает, что обеспечить режим литья с частотой более 1 Гц данные электроприводы не могут и это является их основным недостатком.

Простота, быстроедействие, точность в работе обеспечивают возможность широкого применения шаговых двигателей (ШД). Развитие силовых ШД и их применение для извлечения слитка значительно упрощает весь привод, повышает его надежность, регулировочные и эксплуатационные характеристики. Шаговый электропривод наиболее полно удовлетворяет требованиям технологии, диапазону и точности регулирования параметров вытяги-

вания, он обеспечивает литье с большой частотой и малым шагом извлечения слитка.

Для получения композиционных отливок с алюминиевой матрицей впервые в отечественной практике горизонтального литья был разработан силовой шаговый электропривод с ШД серии ШД-2,65. Схема управления двигателем выполнена с использованием интегральных микросхем. Привод состоит из блока питания, генератора частоты, формирователя режима работы, кольцевого коммутатора, четырехканального усилителя мощности, шагового двигателя и редуктора. Угол поворота роликов тянущей клетки (шаг вытягивания) пропорционален числу поступающих на обмотки ШД импульсов, а скорость вращения (скорость вытягивания) — их частоте. Привод позволяет вытягивать слиток с частотой до 14 Гц и шагом до 1,5 мм.

Еще более широкие возможности открывает применение приводов вытягивания слитка с силовыми шаговыми электродвигателями серии ЕС. Максимальная рабочая частота этих двигателей равна 16 кГц, единичный шаг (угол поворота вала) до $0,36^{\circ}$. Двигатели выпускаются различного исполнения по мощности.

Применение шагового электропривода позволяет достигнуть высокой точности и значительного диапазона параметров вытягивания, обеспечить равномерную мелкозернистую структуру заготовки и улучшить ее качество, увеличить сортамент выпускаемой продукции и повысить производительность машины.

В заключение следует отметить, что тип автоматизированного электропривода определяет в значительной степени производительность, конструктивную сложность, стоимость и надежность работы всей машины непрерывного литья, ее технологические возможности, качество и сортамент выпускаемой продукции. Удовлетворение требований технологии к приводу вытягивания слитка на основе применения новейших технических средств будет способствовать решению основной задачи — увеличению производительности и улучшению качества литья.

УДК 621.74:669.715

*А.М.Галушко, Г.В.Довнар,
Б.М.Неменюк, А.В.Маруга*

НОВЫЙ СПОСОБ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СИЛУМИНОВ

При производстве отливок из электротермического силумина в структуре сплавов наблюдаются грубые включения эвтектического кремния. Это

является причиной неудовлетворительных пластических свойств и следствием ограниченного применения сплавов.

Обычно пластичность силуминов повышают путем микролегирования расплава металлическим натрием. Однако для силуминов электротермического способа производства оптимальная величина добавки натрия должна составлять не менее 0,10–0,15%, в то время как при получении отливок из синтетического силумина достаточно использовать до 0,05–0,07% натрия. Это связано с различным остаточным содержанием натрия в исходных чугуновых сплавах. По данным фотометрического анализа, остаточное содержание натрия в электротермическом силумине почти в три раза меньше, чем в синтетическом.

Существенным недостатком способа обработки эвтектических силуминов натрием является снижение жидкотекучести и коррозионной стойкости, а также повышение газосодержания расплава.

Поэтому для улучшения пластичности электротермического силумина и расширения области применения сплава марки СИЛ-2 проводилась обработка расплава серой. По данным ряда исследователей, этот элемент оказывает положительное действие на кристаллы эвтектического кремния и на включения фазы $AlSiFeMn$, которые обнаружены в сплавах, выплавленных из электротермического силумина.

Обработка расплава порошкообразной серой, завернутой в алюминиевую фольгу, в количестве 0,05–0,1% повышает относительное удлинение сплава марки СИЛ-2 с 3% до 4,25–4,9%.

Вместе с тем необходимо отметить, что использование серы в виде порошка не обеспечивает устойчивого модифицирующего эффекта ввиду ее интенсивного испарения при температуре ввода с образованием концентрированных газовых пузырей в расплаве.

В результате проведенных исследований было предложено два новых способа ввода серы в алюминиевые сплавы.

В первом из них предлагается в качестве серосодержащего вещества использовать сульфид железа. Микролегирование электротермического силумина сульфидом железа в количестве 0,3% способствовало увеличению относительного удлинения с 3% до 4,5%. Однако при этом замечено некоторое повышение содержания железа в сплаве. Поэтому этот способ введения серы в расплав целесообразно использовать для алюминиевых сплавов с железом. В качестве примера проводилось микролегирование сернистым железом алюминиевого сплава, содержащего 3% железа и 3% марганца. В результате обработки расплава указанным модификатором в количестве 0,3% относительное удлинение повысилось с 3,0% до 6,0%, в то время как при вводе 0,5% серы в порошкообразном виде пластичность образцов составила 4,5%.

Металлографический анализ показал, что при обработке расплава сернистым железом первичные включения интерметаллидов значительно из-

Т а б л и ц а 1. Влияние микролегирования на механические свойства синтетического силумина марки СИЛ-2

Тип модификатора и величина добавки, вес.%	Механические свойства	
	предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	относительное удлинение, %
Без добавки	18,4	4,2
Сульфид железа		
0,05	19,2	4,5
0,75	19,5	4,2
1,25	20,0	4,0
2,50	19,8	3,6
Тиосульфат натрия		
0,75	20,3	5,2
1,25	21,4	9,4
2,50	21,4	8,3

мельчаются и равномерно распределяются по сечению отливки. При введении сернистого железа отсутствует барботаж расплава и пироэффект.

Еще более высокие свойства получаются при введении серы в расплав силумина в составе тиосульфата натрия. Данный способ микролегирования является наиболее совершенным, так как расплав дополнительно не насыщается вредными для силуминов примесями (железом), а наличие натрия в соли способствует усилению эффекта микролегирования. Использование этого варианта ввода серы в расплав позволило повысить величину относительного удлинения электротермического силумина с 3,0% до 7,3% при добавке 1,25% тиосульфата натрия. Отливки электротермического силумина при этом имеют практически модифицированную структуру.

В работе также были исследованы механические свойства синтетического силумина марки СИЛ-2, обработанного предлагаемыми модификаторами — сернистым железом и тиосульфатом натрия.

Результаты этих исследований приведены в табл. 1.

Как следует из табл. 1, применение тиосульфата натрия в качестве микролегирующей присадки для синтетического силумина приводит к повышению механических свойств по сравнению с исходным и обработанным сульфидом железа сплавами.

Таким образом, обработка тиосульфатом натрия расплава силуминов различных способов производства обеспечивает получение высоких механических свойств отливок, что позволяет его широко использовать в цветнолитейном производстве.

*О.В.Пузырьков-Уваров, В.М.Замятин, С.А.Хоменко,
Н.А.Будагьянц, И.Г.Ермолин*

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖИДКОГО ЧУГУНА

Спектрометрические исследования* позволили определить, что разница содержания микропримесей в исследуемых чугунах составила (в %): Pb 0,00016; Sb 0,00020; Sn 0,00094; Ti 0,00920; Bi 0,0002; As 0,00130; Cu 0,00121; V 0,00633; Mo 0,00557; Cr 0,0964; Ni 0,0886; Al 0,0013.

При исследовании плотности (d) и поверхностного натяжения (σ) применяли метод "большой капли", а кинематической вязкости (ν) — по декременту затухания крутильных колебаний цилиндрического тигля с расплавом. Опыты проводили в атмосфере особо чистого гелия. Температурный интервал выполненных исследований 1300—1600°C.

При определении физических свойств синтезированного в лаборатории чугуна было установлено наличие максимума на политерме поверхностного натяжения при 1320°C и четко выраженный излом на политерме кинематической вязкости в этой же температурной области (рис. 1). При этом погрешность в определении температуры аномального изменения свойств составляла ± 20 град. С увеличением температуры плотность жидкого чугуна (d) уменьшалась по линейному закону. Не исключено, что и на политерме плотности имеется аномалия, однако чувствительность используемого мето-

да ($\frac{\Delta d}{d} = 0,005$) не позволила ее выявить.

Для выяснения причин нестабильности значений вязкости было проведено рентгеноструктурное исследование чугуна. На дифрактограмме (рис. 2), соответствующей твердому образцу (кривая 1), четко проявляются линии графита и γ -Fe. Через 10 мин после расплавления наблюдается один жидкостный максимум и линия 2 твердого графита, а через 30—40 мин рефлексы графита исчезают (кривая 3). Это свидетельствует о том, что аномалии на политермах физических свойств связаны с процессом до-растворения графита вплоть до образования истинного раствора углерода в железе.

При исследовании температурных зависимостей кинематической вязкости и поверхностного натяжения промышленного синтетического чугуна было установлено, что перегиб на политерме ν и максимум на политерме σ

*Исследования физических свойств жидких чугунов выполнены под руководством докт. техн. наук Б.А.Баума.

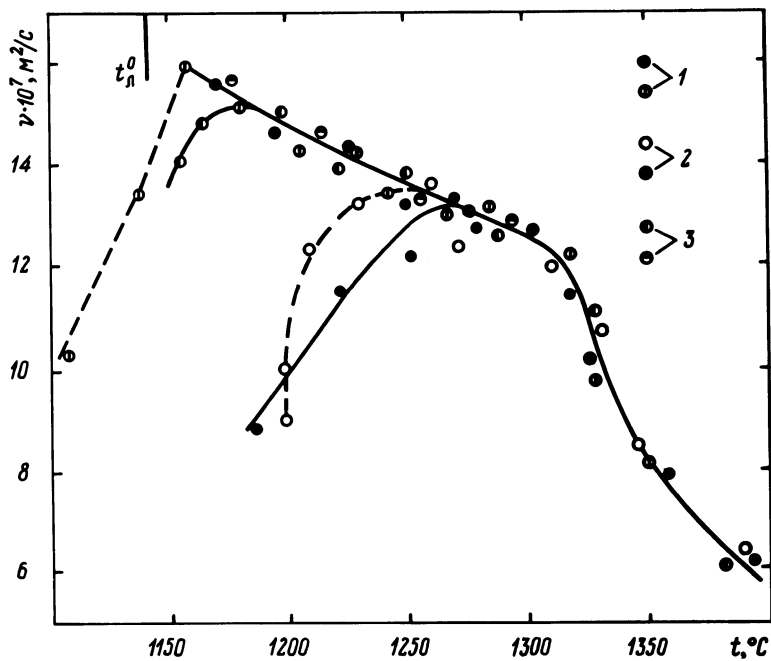


Рис. 1. Влияние температуры на кинематическую вязкость чугуна:

1 — измерение ν исходного образца; 2 — повторное измерение ν того же образца, предварительно охлажденного со скоростью 40–50 град/мин; 3 — повторное измерение ν образца, предварительно охлажденного со скоростью 80–100 град/мин.

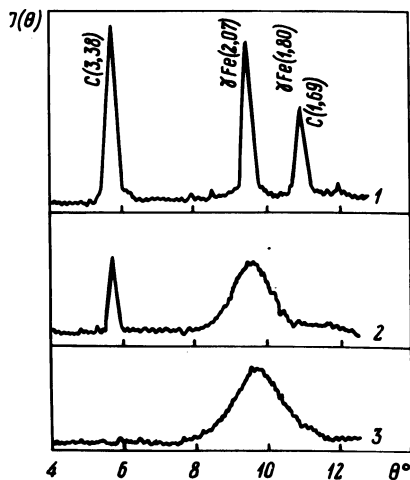


Рис. 2. Дифрактограмма чугуна.

смещаются в область более высоких температур (рис. 3), подтверждая достоверность того, что процессы дорастворения графитных включений в промышленном чугуна более затруднены и завершаются при более высоких температурах перегрева.

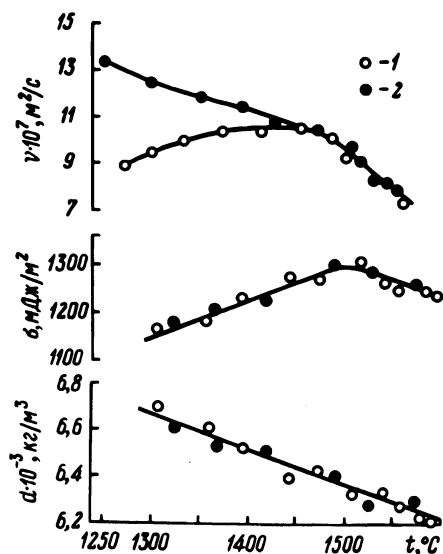


Рис. 3. Влияние температуры на плотность, вязкость и поверхностное натяжение расплава чугуна:
1 — нагрев; 2 — охлаждение.

Специальные исследования, проведенные с целью проверки предположения о влиянии различных концентраций S и P в заводском, синтезированном в лаборатории, чугуна, недостаточны для объяснения большой затрудненности гомогенизации промышленных чугунов при перегреве. Установленные различия свойств этих чугунов, очевидно, связаны также с различным содержанием в них редких примесных элементов, которые могут обуславливать не только энергетическую неравномерность различных межатомных взаимодействий в расплавах, но и структурные особенности в твердом состоянии.

Полученные результаты объясняют влияние примесей различия в определении температурных границ существования твердого графита в жидких высокоуглеродистых сплавах и являются подтверждением их существенного влияния на жидкое состояние и процесс графитизации чугуна. Они указывают на то, что микропримеси являются одним из важнейших "наследственных" свойств шихтовых материалов, гинетически взаимосвязанных со свойствами чугуна в жидком и твердом состояниях.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ МАГНИЕВОГО ЧУГУНА
ГРАФИТИЗИРУЮЩИМИ ПРИСАДКАМИ

Широкое применение магниевого чугуна для производства тонкостенного литья сдерживается отсутствием эффективных графитизирующих присадок.

В работе изучалось влияние комплексных модификаторов на основе ферросилиция ФС75 на склонность к отбелу и механические свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

Чугун (3,53% С, 3,02% Si, 0,35% Mn, 0,1% P, 0,05% Cr, 0,029% S) плавил в индукционной печи ИСТ 0,06 с кислой футеровкой. Обработку чугуна железомагниевогой лигатурой производили в 10 кг при температуре 1480°C. Для вторичного модифицирования применялись механические смеси из ферросилиция ФС75, силикомишметалла (30–33% РЗМ, 47–49% Si, 4,2–4,5% Al, 1,8–3,0% Ca) и черного графита, составленные в различных комбинациях и соотношениях. Механическую смесь с фракцией 0,6–1,5 мм вводили под струю металла при переливе в предварительно разогретый разливочный ковш при температуре 1380–1420°C.

При исследовании структуры и механических свойств чугуна образцы диаметром 30 мм и длиной 350 мм заливались в сырую песчаную форму. Склонность чугуна к отбелу контролировалась с помощью клина (ширина 25 мм, высота 55 мм) в сухой песчаной форме.

Для выбора оптимального состава комплексной графитизирующей присадки были проведены эксперименты по отдельному вводу силикомишметалла и ферросилиция в количествах от 0,1% до 1,0% от веса чугуна. Введение присадки графита не эффективно ввиду его низкой плотности ($\rho = 1,9\text{--}2,3 \text{ г/см}^3$) и нестабильности усвоения чугуном, с этой точки зрения целесообразнее использовать силикомишметалл ($\rho = 5 \text{ г/см}^3$).

Влияние графитизирующих присадок на физико-механические свойства магниевого чугуна показаны на рис. 1, 2. При вводе в чугун силикомишметалла наибольшее графитизирующее действие было получено при величине присадки (P_p) 0,1%, а дальнейшее увеличение добавки силикомишметалла вызывало повышение склонности чугуна к отбелу (h_o). Использование ферросилиция в количестве 1% привело к уменьшению глубины отбела с 55 мм в исходном чугуне до 0 мм.

Таким образом, из опробованных присадок полное устранение отбела в магнелии чугуна возможно лишь при введении 1% ферросилиция. Однако введение таких больших количеств графитизирующих присадок крайне

нежелательно, так как значительно понижается температура жидкого чугуна. Уменьшить величину вводимой добавки можно только путем создания комплексной графитизирующей присадки.

В основу комплексной присадки решено взять оптимальное содержание силикомишметалла 0,1% и переменное количество ферросилиция. Как видно из графика на рис. 1 (кривая 3), добавка 0,1% силикомишметалла и 0,4% ферросилиция снизила глубину отбела с 55 мм до 0,5 мм. Кроме того, комплексная присадка по сравнению с ферросилицием обеспечивает более высокий (на 6–10%) предел прочности на изгиб.

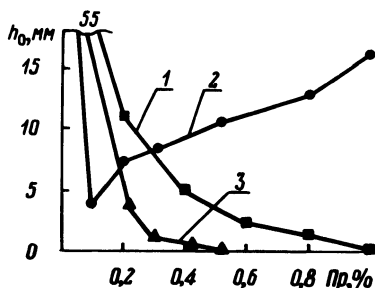


Рис. 1. Влияние вторичного модифицирования на склонность к отбелу высокопрочного чугуна:

1 — ферросилиций ФС75; 2 — силикомишметалл СММ; 3 — ферросилиций ФС75 + 0,1% СММ.

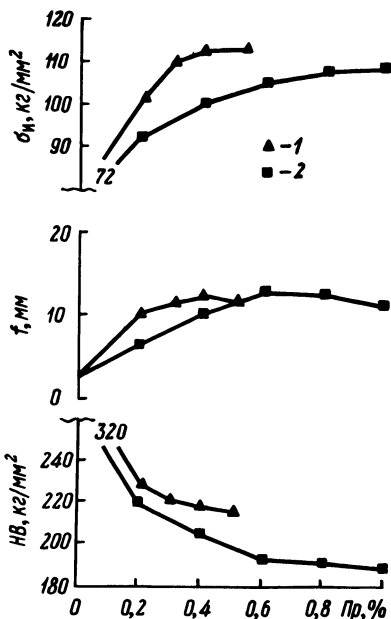


Рис. 2. Влияние вторичного модифицирования на физико-механические свойства высокопрочного чугуна:

1 — ферросилиций ФС75 + 0,1% СММ; 2 — ферросилиций ФС75.

Следовательно, наибольшее графитизирующее и упрочняющее действие получено при обработке магниевого чугуна 0,5% комплексного модификатора, содержащего в своем составе 20% силикомишметалла и 80% ферросилиция ФС75, который полезен и тем, что снижает действие антиглобуляризаторов и позволяет вводить в качестве сфероидизирующей добавки чистый магний, а не сплав магния с церием.

Опытная проверка разработанного модификатора проводилась в литейной лаборатории Минского автомобильного завода. Наряду с заливкой образцов для испытания физико-механических свойств чугуна проверялась склонность чугуна к отбелу с помощью специальной пробы, которая представляет собой тонкую пластину толщиной 4 мм и двух ступеней высотой 14 и 24 мм. Расстояние между ступенями 55 мм и общая длина пластины 110 мм. Конфигурация пробы позволяла с достаточной точностью воспроизвести условия формирования структуры в реальных тонкостенных отливках из магниевого чугуна с шаровидным графитом. Эффективность действия модификатора определялась площадью, занимаемой структурно-свободным цементитом в сечении тонкой стенки между двумя утолщениями. Так, в сечении тонкой стенки полностью отсутствовал структурно-свободный цементит при добавке 1% ферросилиция ФС75, а использование комплексной присадки позволило получить такой же результат при вдвое меньшей величине добавки (0,1% силикомишметалла и 0,4% ферросилиция ФС75). Следовательно, комплексная присадка не только меньше захламляет чугун при обработке, но и сокращает продолжительность обработки.

УДК 621.745.34

*В.М.Королев, И.Ю.Сапонько, Е.В.Герливанов,
В.М.Попов, А.П.Жуков, О.Д.Бунаков, А.И.Мерзляков*

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ЧУГУНА В ДУГОВЫХ ЭЛЕКТРОПЕЧАХ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ В ШИХТЕ МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ

Значительные перспективы для упрощения технологии получения высокопрочного чугуна открывает применение в качестве шихтового материала низкосернистых науглероженных металлизированных окатышей.

Разработка технологии производства чугуна в дуговых электрических печах на основе шихты, включающей окатыши, проводилась в литейных цехах Минского автомобильного завода и завода "Ижтяжбуммаш". Металлизированные окатыши вводились в состав шихты взамен стального лома и доменного чугуна.

При получении чугуна с высоким содержанием углерода плавки проводились в литейном цехе № 30 завода "Ижтяжбуммаш" в дуговой электропечи емкостью 25 т. Футеровка печи — основная. Металлическая часть шихты состояла из литейного чугуна марки ЛК-4, металлизированных окатышей и возврата собственного производства. Металлизированные окатыши, полученные на Белорещком металлургическом комбинате, имели следующий

состав: $Fe_{\text{общ}}$ — 88,5%; $Fe_{\text{мет}}$ — 85,5%; FeO — 2,7%; C — 2,0%. Количество окатышей в шихте изменялось от 15 до 45%. Для получения заданной концентрации углерода в чугуне в твердую закалку присаживали графитовую крошку фракции 0–3 мм (ТУ 48-20-54-75). Наличие в окатышах кислой породы обусловливало необходимость присадки в печь известняка, количество которого изменялось от 3,5 до 6,0%.

Установлено, что использование в шихте металлургических окатышей в количестве 15–45% не приводило к нарушению технологического режима плавки. Образующийся жидкоподвижный шлак не препятствовал плавле-нию шихты. Скачивание его в конце плавки перед выпуском металла не представляло каких-либо затруднений. Химический состав шлака, а также содержание газов в выплавленном чугуне приведены в табл. 1, 2.

Применение окатышей позволяет увеличить плотность загрузки шихты. Это способствует более равномерному ходу плавки и уменьшению потерь тепла. Поэтому, несмотря на необходимость нагрева шлакообразующих окислов, входящих в состав металлургического сырья, продолжительность плавки и расход электроэнергии при использовании окатышей не изменяются в сравнении с плавкой на традиционной шихте (табл. 3).

Выход металла из окатышей соответствовал общему содержанию в них железа, что свидетельствует о довосстановлении в ходе плавки окислов железа, содержащихся в окатышах.

Использование окатышей приводило к значительному снижению содержания в чугуне карбидостабилизирующих элементов, в частности хрома, а также вредных примесей — фосфора и серы. При плавке на основе тради-

Т а б л и ц а 1. Состав шлака при плавке в дуговой электропечи ДСП-25

Количество окатышей в шихте, %	Химический состав шлака, %							
	$Fe_{\text{общ}}$	FeO	Fe_2O_3	SiO_2	CaO	MgO	Al_2O_3	MnO
0	8,65	8,45	2,97	42,87	9,52	24,08	7,25	2,15
45	5,26	5,40	1,51	41,97	19,16	23,18	3,62	2,18

Т а б л и ц а 2. Содержание газов в чугуне, выплавленном в дуговой электропечи ДСП-25

Количество окатышей в шихте, %	Содержание газов в металле, %		
	O_2	H_2	N_2
0	0,0122	0,00115	0,0069
45	0,0108	0,00161	0,0047

Т а б л и ц а 3. Технологические параметры плавки чугуна в дуговой электропечи ДСП-25

Количество окатышей в шихте, %	Вес садки, т	Продолжительность плавки, мин	Расход электроэнергии, кВт.ч/т
15	24,3	280	620
0	24—25	247	590
30	13,5	201	663
0	13—14	207	670
45	15,0	220	650
0	15—16	230	662

ционной шихты концентрация этих элементов находится в пределах: хрома — 0,15–0,20%, фосфора — 0,10–0,12%, серы — 0,025–0,030%. Введение в состав шихты 45% окатышей позволит уменьшить содержание указанных элементов до 0,06–0,07%, 0,08–0,10%, 0,013–0,14% соответственно.

Опытно-промышленное опробование технологического процесса плавки чугуна на основе окатышей проводилось также в цехе специального литья Минского автомобильного завода. В данном случае металлизированные окатыши были использованы в качестве заменителя стального лома при выплавке чугуна с низким содержанием углерода.

Установлено, что присутствие в шихте окатышей не затрудняет процесс плавки. Продолжительность плавки и расход электроэнергии практически не изменяются в сравнении с плавкой на обычной шихте. Выход металла из окатышей соответствовал общему содержанию в них железа. Угар элементов при плавке составил: углерода — 7%, кремния — 17%, марганца — 28%, хрома — 15%. Данные показатели не превышают соответствующих значений в случае использования традиционных шихтовых материалов.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что использование металлизированного железорудного сырья в составе шихты взамен стального лома и литейного чугуна не ухудшает технико-экономические показатели процесса плавки в электродуговой печи. Вместе с тем низкое содержание в окатышах марганца, хрома, фосфора и серы позволяет эффективно использовать новый шихтовый материал для упрощения технологии производства и повышения качества отливок из чугуна с шаровидным графитом. Примером практической реализации данной возможности служит опытно-промышленное опробование технологического процесса производства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом при использовании в шихте металлизированных окатышей. Плавка проводилась в литейном цехе завода "Ижтяжбуммаш" в дуговой электрической печи емкостью 25 т по технологии, описанной выше. Количество окатышей в шихте составляло 48%. Модифицирование чугуна и разливка осуществлялись в соответствии

с требованиями заводской технологии. Образцы для определения механических свойств сплава изготавливались из треновидной пробы.

Установлено, что выплавленный чугун в литом состоянии содержит в структуре порядка 50% феррита, а механические свойства его соответствуют марке ВЧ 45-5. В производственных условиях для получения чугуна, обладающего указанными свойствами, применяется графитизирующий отжиг. Возможность изготовления сплава с данными механическими характеристиками в литом состоянии является результатом снижения концентрации марганца до 0,3% и хрома до 0,08–0,10%. Для получения сплава, обладающего в литом состоянии высокой пластичностью, содержание карбидостабилизирующих элементов в нем необходимо уменьшить до более низких пределов, что осуществимо в случае использования шихты, состоящей из металлургического железорудного сырья и возврата собственного производства.

УДК 621.74.011

А.М.Дмитрович, И.Н.Ушакова

К ВОПРОСУ ОБ УЛУЧШЕНИИ ВЫБИВАЕМОСТИ ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЕЙ

Нерешенной проблемой в применении жидкостекловых смесей остается улучшение их выбиваемости из отливок. Одним из путей ее решения является дополнительный ввод в состав смеси органических и неорганических добавок (табл. 1).

Органические добавки по характеру воздействия и интервалу температурного влияния могут быть разделены на 6 основных групп.

Применение органических добавок первой группы эффективно лишь при нагреве жидкостекловых смесей до 750°C, при более высоких температурах образуется легкоплавкая эвтектика, которая после охлаждения цементирует зерна песка в прочную монолитную массу. Аналогично влияют добавки второй группы. Мнение исследователей о целесообразности использования добавок третьей группы не совпадают. Во многих литературных источниках рекомендуется введение их в состав смесей, в то время как другие авторы считают, что указанные добавки не оказывают существенного влияния на улучшение выбиваемости. Более значительную эффективность обеспечивают как при низких, так и при высоких температурах добавки четвертой группы.

Своеобразно воздействие добавок пятой группы: значительно улучшая выбиваемость, многие из них ухудшают технологические свойства смеси

Т а б л и ц а 1. Классификация добавок, улучшающих выбиваемость жидкостекольных смесей

Класс	Группа	Наименование добавок	Характер влияния добавок на выбиваемость	Интервал температурного влияния
Органические	1	Древесный уголь и опилки, канифольное мыло, мазут, нафталин, пенополистирол, целлолоза, крахмал, лигнин	Выгорающие добавки, разрыхляют жидкостекольную композицию	до 750°C
	2	Торф, патока, гидрол, эмульсол, нитрозмаль, битум, пек	Термодеструкция добавок с выделением газа и серебристого графита до 20%	до 800°C
	3	Сахар, подсолнечная лузга, глицерин, глюкоза, этиленгликоль, эфирфтолат, диэтиленгликоль, нефтяной эфир	Нейтрализуют щелочность силикатов, не вызывают коагуляцию жидкого стекла	до 800°C
	4	Нефлебитум, водный эмульгатор, поливинилацетат, винил хлорид, нитраты, фосфаты	Понижают поверхностное натяжение жидкого стекла	свыше 800°C
	5	Черный и серебристый графит, нефтяной и каменноугольный кокс, асбест, хризолит	Не претерпевают фазовых превращений, служат механической примесью	свыше 2000°C
	6	Природные смолы, пульвербакелит, нефтяное масло, ЭСОМ-Л	Выделение серебристого углерода свыше 30%	свыше 1000°C
Неорганические	1	Глина, алюминиевая пудра, мел, известняк, доменные шлаки, доломит, боксит, шамот, магниевые соединения, железная окалина, отходы содового производства	Образование тройных силикатов с высокой температурой плавления	свыше 1000°C
	2	Окись титана, флюорат, фосфатная мука	Концентраторы напряжений	свыше 1000°C

(добавка каменноугольного кокса, например, резко снижает прочность смеси, графит замедляет твердение).

В последние годы особое внимание уделяется добавкам шестой группы, претерпевающим при нагреве термодеструкцию. При этом некоторые из данных добавок (например, ЭСОМ-Л) выделяют свыше 30% углеродистых соединений, которые, осажаясь в трещинах силикатной композиции, разрушают ее и препятствуют спеканию при высоких температурах, что облегчает работу выбивки.

Органические добавки оправдывают себя при чугунном литье, при стальном же литье для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей применяют неорганические добавки. Характер действия добавок первой группы этого класса весьма сложен, они способны связывать щелочные силикаты и образовывать с Na_2O и SiO_2 тройные системы с высокой температурой плавления (гипс, шамот, боксит и т.д.). Следует отметить, что некоторые из этих добавок разлагаются при действии высоких температур со значительным эндотермическим эффектом, это способствует улучшению выбиваемости (доломит, отходы содового производства). Действие второй группы неорганических добавок заключается в том, что они не претерпевают фазовых превращений и являются разрыхлителями.

Известно также применение комбинированных добавок — отработанное масло и алюминиевая пудра, графитовый порошок и ферросилиций, кокс и петролятум и т.д.

Несмотря на кажущееся обилие добавок, улучшающих выбиваемость жидкостекольных смесей, эффективность их весьма низка. Наиболее известной добавкой, применяемой для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей, является гидрол, который представляет собой отход крахмально-паточного производства. Около 50% гидрола состоит из сахаров. Хроматографический анализ позволил определить состав сахаров (в%): моносахариды — 67,31; дисахариды — 26,19; олигосахариды — 6,5. Гидрол вводят непосредственно в жидкостекольную смесь в количестве 1–2%, а также применяют связующее гидросил (20% гидрола и 80% жидкого стекла). Применение гидрола при этом недостаточно обеспечивает улучшение выбиваемости жидкостекольных смесей. В связи с этим были проведены исследования по вводу гидрола в процессе растворения силикат-глыбы с водой. Получен новый органоминеральный связующий материал, который в условиях Каунасского завода "Центролит" готовили следующим образом. В автоклав загружали 50% силикат-глыбы, имеющей модуль 2,6–3,1, добавляли 47% технической воды и 3% гидрола. Процесс растворения длился в течение 2–2,5 ч при давлении 5–6 атм. Варка органоминерального связующего материала производилась до удельного веса 1,38–1,42 г/см³, дальнейшее увеличение которого нецелесообразно вследствие повышения прочностных свойств смесей и ухудшения равномерности перемешивания компонен-

тов. Следует отметить, что время варки уменьшалось в 2 раза по сравнению с получением жидкого стекла из одной и той же глыбы при одинаковых условиях растворения. Следовательно, введение гидрола при варке увеличивает производительность использования автоклавов.

Из полученного органоминерального материала изготавливались стержневые смеси, отверждаемые по CO_2 -процессу, и облицовочные, отверждаемые феррохромовым шлаком, состав и свойства которых приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Состав и свойства жидкостекольных смесей

Составы, вес.%		Влаж- ность, %	Прочность на разрыв, кгс/см ²	Работа выбив- ки по методи- ке ЦНИИТМАШ при 800°C, кгс м	
Облицо- вочная	Песок 1К02А	100	3,7—4,3	1,8—3,0	2—4
	Феррохромовый шлак	3,5			
	Органоминеральное связующее ($\gamma=1,42$, $m = 2,7$)	5,5			
Облицо- вочная	Песок 1К02А	100	3,6—4,2	1,5—2,8	16—20
	Феррохромовый шлак	3,5			
	Жидкое стекло ($\gamma =$ $= 1,42, m = 2,7$)	5,5			
Стерж- невая	Песок 1К02А	100	3,6—4,2	2,0—3,3	4—6
	Органоминеральное связующее ($\gamma = 1,42$, $m = 2,7$)	5,5			
	Песок 1К02А	100			
Жидкое стекло ($\gamma =$ $= 1,42, m = 2,7$)	5,5				

Как видно из табл. 2, введение гидрола в процессе растворения силикат-глыбы с водой позволяет значительно уменьшить работу выбивки жидкостекольных смесей, изготовленных с применением данного органоминерального связующего. При этом стоимость таких жидкостекольных смесей по сравнению со смесями, в состав которых непосредственно вводится гидрол или связующее гидросил, значительно снижается за счет того, что количество гидрола, вводимого в состав органоминерального связующего, в 10—15 раз меньше. Ввод гидрола в процессе автоклавного растворения силикат-глыбы обеспечивает также значительное сокращение времени получения связующего материала.

И.В.Земсков, Г.И.Столярова, А.Н.Крутилин,
Е.Б.Демченко

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ЛИТЬЯ БРОНЗОВЫХ ВТУЛОК МЕТОДОМ ВЫЛИВАНИЯ

Выход годного литья в песчаные формы бронзовых отливок типа втулок невысок, велики припуски на механическую обработку. Так как расход металла таких дорогих сплавов, как бронза, является основным технико-экономическим показателем, то для производства перспективным является использование метода выливания с разделением твердой (отливка) и жидкой (незатвердевший остаток) фаз песчаными стержнями.

Преимущества этого метода подтверждаются разработанной технологией литья из бронзы БрОЦС 5-5 отливок номенклатуры Минского станко-строительного производственного объединения. Эта технология включает те же технологические операции, что и технология литья сепараторов: изготовление песчаных стержней, плавку металла и его заливку в металлоприемник, работу на установке, очистку и обрубку литья.

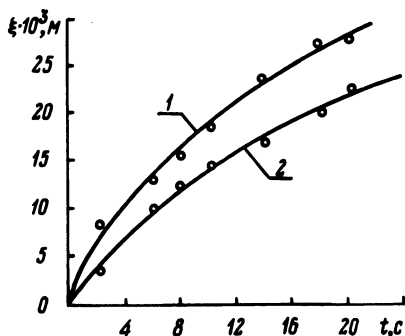


Рис. 1. Зависимость толщины тела отливки от времени выдержки:
1 — $D_{нар} = 0,090$ м; 2 — $D_{нар} = 0,125$ м.

Установлено, что температуру металла необходимо поддерживать на уровне $1130-1150^{\circ}\text{C}$, начальную температуру вкладыша — $120-140^{\circ}\text{C}$, скорость заполнения формы — $0,03-0,05$ м/с. Время выдержки (затвердевания) зависит от толщины стенки отливок и определяется по кинетическим кривым $\xi = f(t)$ (рис. 1). Для отливок деталей МС 871-13-202 и 7110-14-201 время выдержки составляет соответственно 8 и 9 с при использовании двуслойной водоохлаждаемой формы с медным рабочим вкладышем (внутренний диаметр 0,09 м, толщина стенки 0,022 м, высота 0,22 м; расход охлаждающей воды 0,14 кг/с).

С целью поддержания температуры металла на заданном уровне установки для осуществления литья должны иметь систему оборота металло-

Т а б л и ц а 1. Механические свойства отливок

Способ литья	Показатели механических свойств		
	σ_B , кгс/мм ²	δ , %	НВ, кгс/мм ²
В песчаные формы	17,3	8,2	69
Метод выливания	25,7	15,3	85
Требования по ГОСТ 613-65			
в песчаные формы	15	6	60
в кокиль	18	4	60

приемника и металлопровода для компенсации потерь тепла. Оптимальные условия процесса заполнения определяются из условия создания ламинарного течения металла в центральной стержневой полости и для отливок с наружным диаметром 0,09–0,12 м, что достигается при угловой скорости поворота узлов установки, равной 0,20–0,35 с⁻¹. Питатели целесообразно располагать на нескольких уровнях, причем верхний ряд – у верхнего торца отливки для обеспечения свободного вытеснения жидким металлом воздуха из полости отливки при ее заполнении.

Метод улучшает качество литья, результаты сравнительных исследований свойств бронзы БрОЦС5-5-5 (табл. 1).

Повышение механических свойств обуславливается повышением скорости кристаллизации отливок, равномерным подводом металла и обильным питанием фронта кристаллизации расплавом.

Выход годного литья повышается до 91,5% (по сравнению с 75% для литья в песчаные формы) за счет уменьшения расхода металла на литниковую систему и прибыли. Остатки питателей на отливках имеют небольшие размеры (\varnothing 0,006 – \varnothing 0,008 м, длина 0,003–0,006 м), а поэтому и расход металла на них незначителен (до 1,5%).

Необходимо отметить, что метод выливания значительно сокращает и количество отходов металла в стружку при механической обработке: для детали МС 871–13–202 – с 2,02 кг для литья в песчаные формы до 0,64 кг для литья выливанием, для детали 7110–14–201 – соответственно с 3,98 до 1,78 кг.

Таким образом, разработанная технология позволяет получать бронзовые отливки, полностью удовлетворяющие требованиям ГОСТ 613–65, повышая выход годного и снижая припуски на механическую обработку.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ РЕГЕНЕРАЦИИ ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ СМЕСЕЙ ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКИМ СПОСОБОМ

Большой расход кварцевых песков для нужд литейного производства СССР (в 1977 г. — более 20 млн. т) обусловил необходимость решения регенерации формовочных и стержневых смесей, с помощью которой можно снизить потребление свежих песков на 40–60%.

Наиболее трудно регенерируемыми смесями являются жидкостекольные, вследствие спекания пленок жидкого стекла с зернами кварца в результате высокотемпературного воздействия жидкого металла в процессе заливки форм. Существующие методы регенерации для жидкостекольных смесей являются не эффективными.

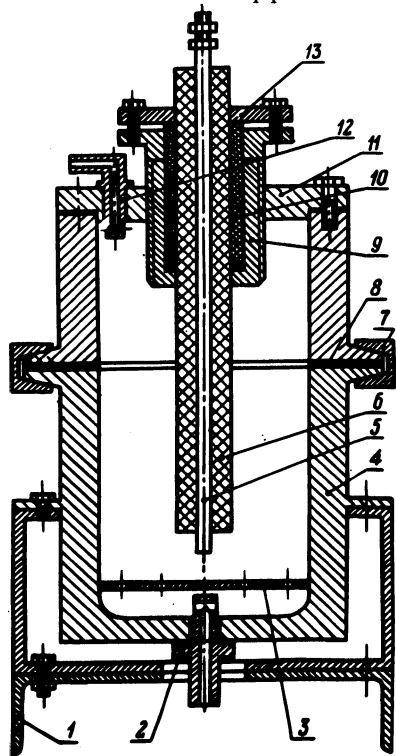


Рис. 1. Схема технологического узла.

С целью разрушения пленок жидкого стекла и удаления их с поверхности кварцевых зерен песка исследован электрогидравлический метод регенерации, основанный на использовании энергии ударных волн, потока жидкости при расширении парогазовой полости, кавитации при отражении ударных волн, возникающих в результате создания электрического разряда в жидкости.

Исследования проводились на установке, состоящей из технологического (рис. 1) и электрического (рис. 2) узлов.

Технологический узел (рис. 1) состоит из разъемного цилиндрического корпуса 4, смонтированного на станине 1. В крышке 11 корпуса 4 закреплен с помощью фланцев 9 и 13 и уплотнения 10 стальной электрод 5,

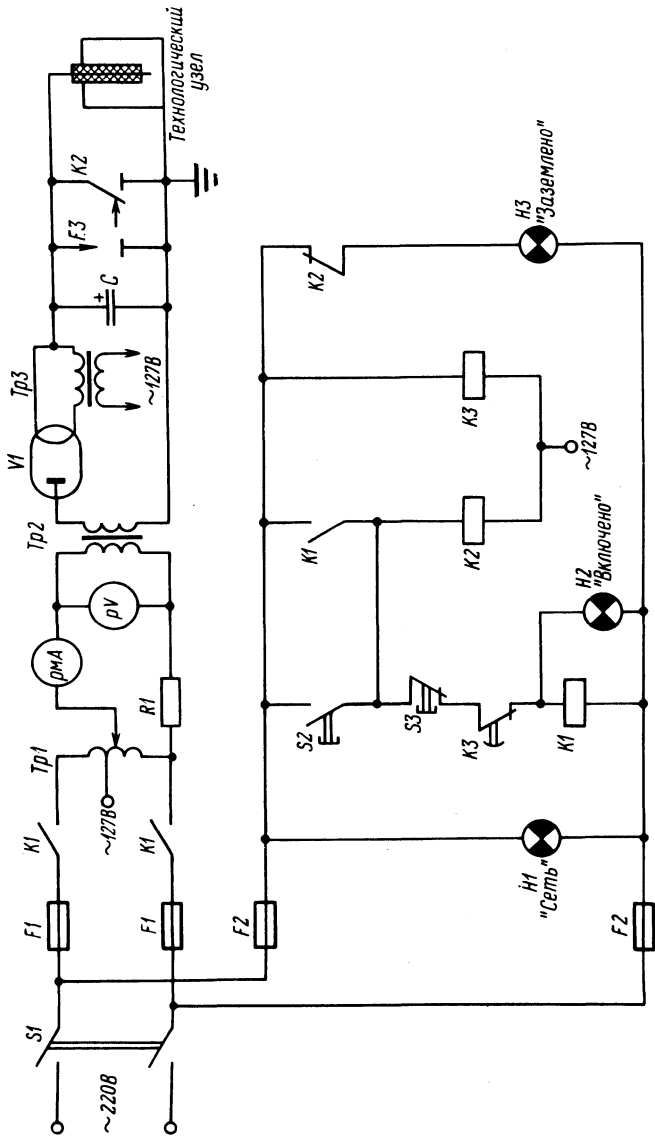


Рис. 2. Принципиальная электрическая схема лабораторной установки.

изолированный от корпуса 4 резиновой трубкой 6. По плоскости разъема корпус 4 соединен кольцевым хомутом 7 и уплотнен резиновой прокладкой 8. В нижней части корпуса 4 по периметру закреплена цилиндрическая пластина 3 со сквозными отверстиями. Штуцера 2 и 12 служат для подвода и отвода рабочей жидкости, которая непрерывно подается в технологический узел для предотвращения оседания регенерируемой смеси на пластине 3. Электрический разряд производится в рабочем промежутке между электродом 5 и пластиной 3. Величину рабочего промежутка можно изменять смещением электрода 5 с помощью подвижного фланца 9.

Электрический узел (рис. 2) подключается к сети пакетным выключателем S1. Напряжение сети подается на плавкие предохранители (F1) силовой цепи и через плавкие предохранители (F2) в цепь управления. О подключении сигнализируют надписи "Сеть" и "Заземлено" на световом табло. Пуск установки осуществляется нажатием кнопки (S2) после установки реле времени (K3) на необходимый промежуток времени. Срабатывает магнитный пускатель (K1). Контакты (K1) подключают автотрансформатор (Tr1), а контакт (K2) шунтирует кнопку (S2). О подаче напряжения на высоковольтный трансформатор (Tr2) сигнализирует надпись на световом табло "Включено". Одновременно напряжение через блок-контакт (K2) подается в цепь короткозамыкателя (K2), который отключает высоковольтный конденсатор (C) от "земли", разомкнув нож-контакт (K1). При этом размыкается нормально-замкнутый контакт (K2), и надпись "Заземлено" на световом табло гаснет. Напряжение с автотрансформатора (Tr1) подается через ограничительное сопротивление (R1) на первичную обмотку высоковольтного трансформатора (Tr2) и далее через кенотронный однополупериодный выпрямитель (V1) на высоковольтный конденсатор (C), который заряжается электрической энергией.

Мощность, выделяемая при разряде на электродах технологического узла, зависит от величины промежутка управляющего разрядника (F3) и напряжения на первичной обмотке трансформатора (Tr2), которое устанавливается с помощью автотрансформатора (Tr1). Установка работает в режиме "самопробоя" и отключается с помощью реле времени (K3) размыканием контакта (K3). Включение установки можно произвести также с помощью кнопки (S3), при нажатии ее разрывается цепь питания пускателя (K1), контакты которого отключают автотрансформатор (Tr1) и короткозамыкатель (K2), нож-контакт (K2) при этом под действием пружины замыкает конденсатор (C) на "землю".

Для регенерации смесь, выбитая из отливок, подвергается дроблению, магнитной сепарации и загружается в корпус 4 (рис. 1) технологического узла. Верхняя и нижняя части корпуса 4 соединяются хомутом 7. В технологический узел через штуцер 2 подается водопроводная вода под давлением 3—4 атм.

В процессе экспериментов исследовалось влияние длительности электрогидравлической обработки и концентрации песчано-водной пульпы на эффективность регенерации жидкостекольных смесей. При этом расстояние между электродом 5 и пластиной 3 было постоянным, равным 20 мм, а величина напряжения на разряднике находилась в пределах 20 кВ.

В качестве показателей, характеризующих эффективность электрогидравлической регенерации жидкостекольных смесей, были приняты химический состав регенерата и водной среды, а также физико-механические свойства смесей, изготовленных на основе регенерата.

Исследования показали, что наиболее эффективно процесс регенерации жидкостекольных смесей осуществляется при использовании песчано-водяной пульпы, взятой в отношении 1:5, а длительность обработки при этом соответствует 6–10 импульсам.

В табл. 1 представлен химический состав исходной жидкостекольной смеси, извлеченной из отливки (образец 1) и прошедшей электрогидравлическую регенерацию по вышеприведенному режиму (образец 2). Для сравнения приведен химический состав исходного кварцевого песка 1K02A (образец 3), на основе которого приготавливалась исследуемая жидкостекольная смесь, используемая в CO_2 -процессе. Состав смеси (вес.%): кварцевый песок 1K02A–95,0; жидкое стекло натриевое ($\gamma = 1,42 \text{ г/см}^3$, $m = 2,8 - 5,0$).

Т а б л и ц а 1. Химический состав песка

Номер образца	Количество компонентов, %				
	SiO_2	Al_2O_3	CaO	$\text{Na}_2\text{O}+\text{K}_2\text{O}$	Полуторные окислы
1	85,58	0,60	0,40	2,09	4,38
2	97,18	0,44	0,36	0,68	1,34
3	97,48	0,58	0,40	0,64	0,90

Т а б л и ц а 2: Химический состав водной среды

Номер образца	Содержание элементов, мг/л				
	Na	K	CO_3''	HCO_3'	SiO_2
1	40,0	4,0	нет	219,6	8,0
2	220,0	7,0	120,0	219,6	17,0

Т а б л и ц а 3. Физико-механические свойства жидкостекольных смесей

Номер смеси	Прочность при разрыве, кг/см ²	Осыпаемость, %	Твердость, ед.	Работа выбивки после проковки при 800°С, кгм
1	2,8 — 3,2	1,2 — 1,4	75 — 80	35 — 40
2	2,7 — 3,0	1,2 — 1,5	70 — 80	30 — 36
3	0,7 — 1,1	8,0 — 9,5	50 — 55	10 — 12

В табл. 2 приведен химический состав водной среды песчано-водной пульпы жидкостекольной смеси до начала процесса электрогидравлической регенерации (образец 1) и после завершения процесса (образец 2). При этом определялось как наличие наиболее интересующих элементов Na, K и SiO₂, так и количество ионов CO₃^{''} и HCO₃['].

Как видно из данных, приведенных в табл 1 и 2, электрогидравлическая регенерация является весьма эффективным методом восстановления химического состава кварцевой основы жидкостекольных смесей. Однако необходимо отметить, что исследуемый способ приводит зачастую к значительному дроблению кварцевой основы жидкостекольных смесей, что вызывает резкое повышение концентрации SiO₂ в составе водной среды (табл. 2).

Жидкостекольную смесь, прошедшую электрогидравлическую регенерацию, использовали в качестве основы для изготовления образцов смесей вышеуказанного состава для СО₂-процесса (табл. 3, смесь 2), с помощью которых испытывались физико-механические свойства. Для сравнения были исследованы смеси того же состава на основе исходного кварцевого песка 1К02А (табл. 3, смесь 1) и жидкостекольной смеси, извлеченной из отливки и не прошедшей регенерацию (табл. 3, смесь 3).

Данные, приведенные в табл. 3, свидетельствуют о том, что, используя электрогидравлический эффект в технологическом процессе регенерации жидкостекольных смесей, можно добиться резкого сокращения расхода свежих кварцевых песков, с успехом заменив их на 60–80% регенератом.

КОНСТРУКЦИЯ КОЛОНОК ДЛЯ АКТИВАЦИИ СВЯЗУЮЩИХ
ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ ПОЛЯМИ

Активацию связующих материалов электрическими полями целесообразно совмещать с одной из существующих технологических операций. Наиболее подходящей с этой точки зрения является операция транспортировки связующего к смесителю, которая позволяет повышать технологические свойства смесей, не внося каких-либо существенных изменений в технологический процесс их приготовления. Для этого должны использоваться специальные колонки, конструкция которых проста в изготовлении и надежна в эксплуатации.

Разработано несколько типов колонок, отвечающих указанным требованиям, в частности колонка, состоящая из двух плоских электродов, изготовленных из нержавеющей стали и установленных внутри диэлектрического корпуса П-образного сечения. Подвод и отвод связующего осуществляются при помощи двух штуцеров, которые резиновыми шлангами подсоединяются к трубопроводу для транспортировки связующего. Боковая стенка колонки – съемная. Напряженность электрического поля в такой колонке вдоль всей рабочей зоны является величиной постоянной и определяется выражением

$$E = \frac{U}{l},$$

где U – напряжение, подаваемое на электроды, В; l – расстояние между электродами, см.

В областях, прилегающих к поверхности электродов, величина градиента электрического потенциала $\frac{dU}{dl}$ мала и только на расстоянии 5 мм по обе стороны от оси колонки (при расстоянии между электродами 45 мм) она достигает 8–10 В/см. Зона высокого градиента электрического потенциала составляет не более 20–25% всей площади поперечного сечения колонки. Именно в этой зоне происходит наиболее эффективное воздействие электрического поля на движущееся связующее. В зонах с низкой величиной градиента потенциала, расположенных в приэлектродных областях, эффективность активации низкая.

Колонка с плоскими электродами не позволяет полностью использовать все возможности процесса электроактивации. Кроме того, изменение исходных свойств связующих веществ (различных партий) приводит к необходимости определения значения оптимальной напряженности для каж-

дой новой партии связующего вещества и к регулировке напряжения на электродах колонки.

На рис. 1,а представлена схема колонки, конструкция электродов которой позволяет активировать связующие вещества электрическим полем, не изменяя напряжения на электродах. Колонка состоит из диэлектрического корпуса 1, внутри которого установлены электроды 2, изготовленные из нержавеющей стали. Каждый из электродов в сечении, перпендикулярном к их поверхности, образует пилообразную ломаную линию. Длина прямолинейных участков электродов составляет от 20 до 45 мм, а угол между ними $80-110^{\circ}$. Минимальное расстояние между электродами 10–15 мм, а максимальное – 40–50 мм. Ширина электрода определяется производительностью устройства. Длина рабочей зоны колонки равна 900–1000 мм. Штуцеры 3 служат для подвода и отвода связующего. В поперечном сечении рабочее пространство между электродами имеет прямоугольную форму. Так же, как и у колонки с плоскими электродами, боковая стенка – съемная.

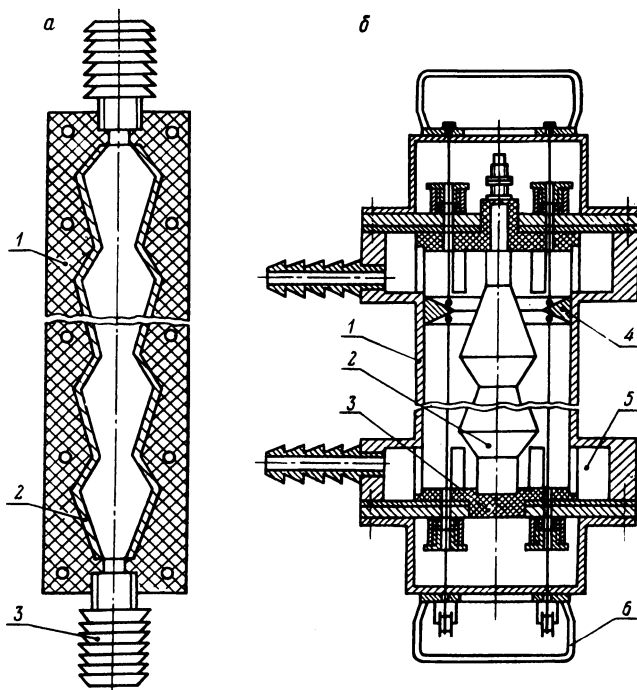


Рис. 1. Схема колонки для активации (а) и электроактивации (б) связующих материалов электрическими полями.

Благодаря тому, что электроды имеют пилообразную форму, величина напряженности электрического поля является функцией длины X , т.е. $E =$

$= f(X)$. При разности потенциалов на электродах 100 В в самом широком месте напряженность составляет 20, а в самом узком — 95 В/см. В том случае, когда движение осуществляется в самом узком сечении, скорость равна 0,4 м/с, в самом широком сечении скорость составляет 0,1 м/с.

При активации смолы М19—62 плотностью $\gamma = 1,21$ г/см³ оптимальная напряженность постоянного электрического поля составляет $E_1 = 60$ В/см, а при увеличении γ до 1,24 г/см³ оптимум напряженности возрастает до $E_2 = 90$ В/см. Благодаря особенностям конструкции колонка с пилообразными электродами позволяет активировать различные по своим электрофизическим и физико-химическим свойствам связующие материалы без изменения величины напряжения, подаваемого на электроды.

Активация связующих веществ электрическим полем изменяющейся напряженности позволяет более полно использовать потенциальные возможности этого процесса и приготавливать формовочные и стержневые смеси, обладающие повышенными технологическими свойствами.

Однако в результате длительной эксплуатации такой колонки с постоянным током на электроде, являющемся анодом, осаждаются продукты электролита, что приводит к уменьшению эффективности процесса электроактивации.

Колонка, представленная на рис. 1, б, позволяет избежать подобного явления. Она состоит из металлического корпуса 1 цилиндрической формы, который заземляется, т.е. находится под нулевым потенциалом, и является анодом. Катод 2 представляет собой тело вращения, состоящее из одинаковых звеньев. Наружная поверхность катода в продольном сечении образует пилообразную ломаную линию. Звенья, образующие катод, имеют длину 50—100 мм и состоят из двух усеченных конусов, соединенных большими основаниями. Минимальное расстояние между внутренней рабочей поверхностью корпуса 1 и наружной поверхностью катода 2 составляет 10—15 мм, а максимальное — 40—50 мм. Длина рабочей зоны катода равна 800—1000 мм, а количество звеньев определяется его геометрическими параметрами. Катод 2 фиксируется в корпусе при помощи торцевых крышек 3, изготовленных из диэлектрического материала.

Внутри корпуса 1 расположен кольцевой скребок 4, который при помощи гибких тяг и рукояток 6 может перемещаться вдоль корпуса, удаляя с его рабочей поверхности продукты электролиза, уносимые из внутренней полости колонки потоком связующего. В торцевых частях корпуса 1 выполнены кольцевые камеры 5, в которые ввинчены штуцеры для подачи в колонку и вывода за ее пределы связующего вещества. Кольцевые камеры соединены с внутренней рабочей полостью корпуса щелевыми прорезями, равномерно расположенными во всей окружности. Суммарная площадь прорезей составляет от 30 до 50% площади поперечного сечения рабочего зазора колонки.

Наличие в колонке кольцевых камер позволяет равномерно распределять связующее по всему периметру колонки и более полно использовать рабочую зону. По мере образования продуктов электролиза на поверхности корпуса они удаляются скребком 4. Для этого необходимо за рабочую смену несколько раз переместить скребок при помощи рукоятки 6 вдоль рабочей зоны колонки.

УДК 669.054

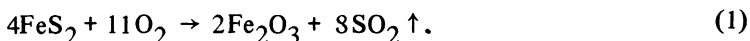
П.П.Ковалев

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОЛЧЕДАННОГО ОГАРКА В СОСТАВЕ СМЕСЕЙ И ПРОТИВОПРИГАРНЫХ КРАСОК ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЛИТЬЯ

В современном литейном производстве для улучшения качества поверхности литья используются порошки окиси железа в составе смесей и противопригарных красок. Однако эффективное применение железо-окисных материалов для существующего производства возможно при: 1) не дефициентности и низкой стоимости; 2) наличии гарантированного поставщика; 3) готовности к применению в технологическом процессе (отсутствие операций помола, обогащения, соответствие ТУ или ГОСТу); 4) соответствии санитарно-гигиеническим нормам.

Отсутствие в характеристике материала хотя бы одного из названных пунктов вызывает значительные трудности, связанные с его широким использованием.

На кафедре "Материаловедение и литейное производство" БПИ предложено использовать в составах смесей и красок колчеданный огарок, наиболее удовлетворяющий всем перечисленным требованиям. Колчеданные огарки образуются в химической промышленности после обжига пиритного концентрата при получении серной кислоты в печи кипящего слоя по уравнению



Получаемый в результате реакции обжига газ поступает на производство серной кислоты, а огарок как побочный продукт сбрасывается в отвал. До сих пор колчеданный огарок использовался незначительно, и в настоящее время его накопилось около 40 млн.т. Колчеданный огарок отпускается по ТУ 6-08-232-72 стоимостью 70 коп. за 1 т.

В данной работе для исследования применялся колчеданный огарок Гомельского химкомбината, химический и гранулометрический состав которого приведен в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Определемый компонент	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Zn	Cu	S	Se, Ti, Pb, O
Среднее содержание, %	72	12	5,8	1,12	0,6	0,8	0,25	1,5	Остальное

Таблица 2

Номер сита	2,5	1,6	1,0	0,63	0,4	0,315	0,2	0,16	0,1	0,063	0,05	Тазик
Процент фракции	0,588	0,532	0,691	0,383	2,100	1,474	3,817	2,960	7,313	21,79	15,748	42,544

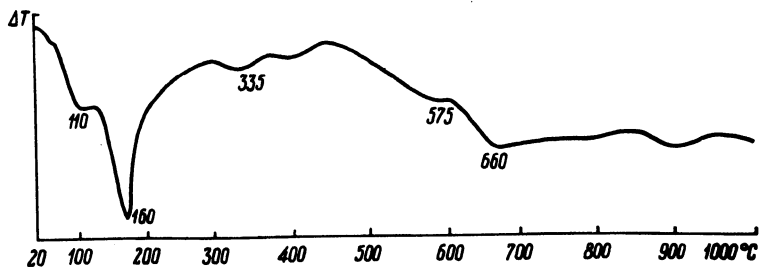


Рис. 1. Кривая ДТА огарка.

Проведенный рентгеноструктурный анализ показал, что окислы железа, входящие в состав огарка имеют структуру гематита $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$. Для исследования поведения колчеданного огарка при нагреве был проведен дифференциально-термический анализ (ДТА) (рис. 1).

В начале на кривой (ДТА) наблюдается эндотермический эффект, связанный с выделением влаги, затем следуют превращения, вызванные наличием примесей цинка, пирита, кварца, а начиная с 660°C осуществляется переход $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ в $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$.

В результате проведенных производственных испытаний в ЛЦ-1 МТЗ были разработаны способы использования огарка как технологически положительной добавки для улучшения качества литья в составах стержневых

смесей с тепловой сушкой и противопопригарных красок взамен применяемых для этих целей окиси железа технической и железного сурика. Испытания огарка проводились на одном из наиболее ажурных стержней отливки из серого чугуна "корпус распределителя". Стержень изготовлялся на пескострельной машине мод. 305 из смеси следующего состава (в вес. %): кварцевый песок 1К02Б – 95,26; огарок колчеданный – 1,5; сульфитно-спиртовая барда $\gamma = 1,265 \text{ кг/см}^3 - 3,17$; глина формовочная – 0,67; крепитель УСК-1 – 2,33; вода – 0,07.

Данная смесь имела следующие физико-механические свойства: прочность по сырому $\sigma_{сж} = 0,05 \text{ кгс/см}^2$; прочность по-сырому $\sigma_p = 15 \text{ кгс/см}^2$; газопроницаемость $K = 90$ и газотворность $\Gamma = 12 \text{ см}^3/\text{г}$.

Для покраски стержня применялась следующая противопопригарная краска (в вес. %): дистен-силлимонитовой концентрат ДСК-II – 79,0; огарок колчеданный – 15,0; глина формовочная молотая – 2,4; сульфитно-спиртовая барда – 3,6; вода до удельного веса краски $\gamma = 1,3 - 1,7 \text{ г/см}^3$.

Эта краска обладает следующими физико-механическими свойствами: прочность красочного слоя – 2,3 кг; прочность сцепления с формой – 0,21 кгс/см²; коэффициент седиментационной устойчивости – 0,0028.

Вся полученная партия отливок имела качественную поверхность. В дальнейшем исследованиями огарка как противопопригарной добавки в сочетании с наполнителями красок тальком и пирофилитом для стержней отливок "головок блока цилиндров" трактора МТЗ-80 подтвердилось его положительное влияние на улучшение качества поверхности отливок.

УДК 621.746.047

И.В. Земсков

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ПОДОБИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ЛИТЬЯ ВЫЛИВАНИЕМ НА ПОВОРОТНЫХ УСТАНОВКАХ

Для моделирования литья выливанием необходим анализ дифференциальных уравнений движения металла, на основании которого можно установить критерии подобия, масштабные коэффициенты и структурную формулу процесса (рис. 1).

Так как в процессе литья тепловые потери металла при заполнении формы незначительны, что обеспечивается футеровкой и электроподогревом металлоприемника и металлопровода, движения металла можно отнести к изотермическому ($\rho = \text{const}$). Кроме того, процесс характеризуется сравнительно небольшими линейными скоростями движения металла ($Re \approx 8500$), что позволяет классифицировать его как

ламинарное. Уравнение нестационарного, ламинарного движения по трубе круглого сечения при наличии влияния только силы тяжести получим из общих уравнений Стокса для изотермического движения вязкой несжимаемой жидкости и уравнения несжимаемости [1]:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial u}{\partial t} + u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} + w \frac{\partial u}{\partial z} &= F_x - \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial x} + \nu \nabla^2 u; \\ \frac{\partial v}{\partial t} + u \frac{\partial v}{\partial x} + v \frac{\partial v}{\partial y} + w \frac{\partial v}{\partial z} &= F_y - \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial y} + \nu \nabla^2 v; \\ \frac{\partial w}{\partial t} + u \frac{\partial w}{\partial x} + v \frac{\partial w}{\partial y} + w \frac{\partial w}{\partial z} &= F_z - \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial z} + \nu \nabla^2 w; \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} = 0. \quad (2)$$

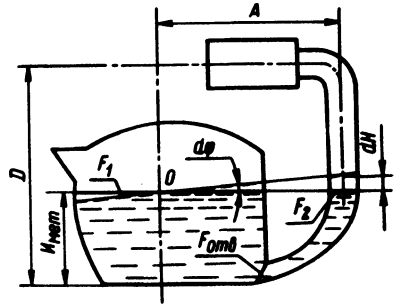


Рис. 1. Расчетная схема.

Полагая, что $u = v = 0$, $F_x = F_y = 0$, и заменяя давление на потенциал объемных сил из (1), получим

$$\frac{\partial w}{\partial t} + w \frac{\partial w}{\partial z} - g - \nu^2 w = g \frac{\partial H}{\partial z}, \quad (3)$$

где ∂H – перепад уровней металла в металлоприемнике и металлопроводе (форме).

Этот перепад уровней при повороте узлов установки на угол $d\varphi$ за время dt составит

$$dH = \frac{\pi A}{180^\circ} \omega dt.$$

Но за время поворота dt величина dH не только растёт, но и падает в результате перетекания жидкости из металлоприемника в форму (истечение жидкости при переменном напоре под переменный уровень)

$$dH_{\text{УМ}} = \left(- \frac{F_1 + F_2}{F_1 F_2} + F_{\text{отв}} \right) 2 \sqrt{2g} dt^2.$$

Поэтому потенциал объемных сил за время dt определится разностью

$$dV = g(dH - dH_{yM}) = g \frac{\pi A}{180^\circ} \omega dt - g \left(-\frac{F_1 + F_2}{F_1 F_2} \mu F_{\text{отв}} 2\sqrt{2g} \right)^2 dt^2.$$

Уравнение (3) запишется следующим образом:

$$\frac{\partial w}{\partial t} + w \frac{\partial w}{\partial z} - g - \nu \nabla^2 w = \frac{g\pi A}{180^\circ} \omega \frac{\partial t}{\partial z} - g \left(-\frac{F_1 + F_2}{F_1 F_2} \mu F_{\text{отв}} 2\sqrt{2g} \right)^2 \frac{dt^2}{\partial z} \quad (4)$$

Перейдем от уравнения (4) к уравнению (5), относящемуся к модели процесса, умножая каждую величину на соответствующую константу:

$$\begin{aligned} \frac{a_v}{a_t} \frac{\partial w}{\partial t} + \frac{a_v^2}{a_1} w \frac{\partial w}{\partial z} - a_g g - a_\nu \frac{a_v}{a_1^2} \nu \nabla^2 w = a_g a_\omega a_t \frac{g\pi A}{180} \omega \frac{\partial t}{\partial z} - \\ - \frac{a_g^2 a_t^2}{a_1} 8g^2 \mu^2 \left(\frac{F_1 + F_2}{F_1 F_2} \cdot F_{\text{отв}} \right)^2 \frac{\partial t^2}{\partial z}. \end{aligned} \quad (5)$$

Из уравнения (5) получаем

$$\frac{a_v}{a_t} = \frac{a_v^2}{a_1} = a_g = \frac{a_\nu a_v}{a_1} = a_g a_\omega a_t = \frac{a_g^2 a_t^2}{a_1}. \quad (6)$$

Разделив (6) на $\frac{a_v^2}{a_1}$, получаем систему уравнений

$$\frac{a_1}{a_t a_v} = 1 = \frac{a_g a_1}{a_v^2} = \frac{a_\nu}{a_v a_1} = \frac{a_g a_\omega a_t a_1}{a_v^2} = \frac{a_g^2 a_t^2}{a_v^2}. \quad (7)$$

Масштабные множители получим из приравнивания к единице индикаторов подобия (7):

$$\frac{a_1}{a_v a_t} = 1; \quad \frac{a_g a_1}{a_v^2} = 1; \quad \frac{a_\nu}{a_v a_1} = 1; \quad a_\omega a_t = 1; \quad \frac{a_g^2 a_t^2}{a_v^2} = 1.$$

Только два множителя из шести можно задать произвольно, остальные определяются из приведенных зависимостей. Очевидно, $a_g = 1$. Кроме того,

задано $a_\nu = \frac{\nu_M}{\nu_B}$. Тогда получим

$$a_1 = (a_\nu)^{2/3}; \quad a_v = (a_\nu)^{1/3}; \quad a_t = (a_\nu)^{1/3}; \quad a_\omega = \frac{1}{(a_\nu)^{1/3}}.$$

Рассматривая каждое из уравнений (7) в отдельности и переходя от индикаторов подобия к критериям, получим

$$sh = \frac{l}{vt} = idem; \quad Fr = \frac{v^2}{gl} = idem; \quad Re = \frac{vl}{\nu} = idem;$$

$$K_4 = \frac{g\omega t l}{v^2} = \text{idem}; \quad K_5 = \frac{v^2}{g^2 t^2} = \text{idem}.$$

С целью исключения параметра v из всех критериев, кроме Фруда, выполним их комбинирование. При этом общее количество критериев уменьшится

$$\text{sh} \times \text{Re} = \frac{l}{vt} \cdot \frac{vd}{\nu} = \frac{ld}{t\nu} = K_1;$$

$$K_4 \times K_5 = \frac{g\omega t l}{v^2} \cdot \frac{v^2}{g^2 t^2} = \frac{\omega l}{gt} = K_2.$$

Так как для исследуемой системы преобладающее значение для движения жидкости имеют силы тяжести и только критерий Фруда содержит величину v , то критериальное уравнение можно записать в виде

$$Fr = f(K_1; K_2); \quad \frac{v^2}{gl} = f\left(\frac{ld}{\nu t}; \frac{\omega l}{gt}\right). \quad (8)$$

Используя известные способы нахождения эмпирических формул, уравнение (8) приведено к явному виду:

$$Fr = 1,1985 \cdot 10^4 (K_1)^{1,9900} + \frac{K_2}{0,0145 \cdot 10^{-2} K_1 + 1,1003 \cdot 10^{-6}} - 0,2517 \cdot 10^4 K_2. \quad (9)$$

Выполненный анализ позволил установить масштабные коэффициенты, необходимые при изготовлении модели и пересчете результатов моделирования.

Л и т е р а т у р а

1. Л о й ц я н с к и й Л.Г. Механика жидкости и газа. — М., 1970.

III. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.762

Е.Б.Ложечников, Т.Ф.Новобранченко

К ВОПРОСУ О МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ СПЕЧЕННЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗНЫХ ПОРОШКОВ

Многочисленные исследования, посвященные изучению свойств спеченных пористых материалов, позволяют качественно, а по некоторым параметрам и количественно определять зависимость механических свойств спеченных материалов от их пористости, размеров, формы и распределения пор, свойств материала порошка, особенностей технологии производства и других факторов. В то же время следует отметить большой разброс данных измерений даже при испытании в идентичных условиях образцов из одинакового материала из-за нестабильности макроструктуры спеченного материала.

В табл. 1 приведены формулы, полученные различными авторами на основании обработки опытных данных и теоретических исследований, показывающие зависимость предела прочности на разрыв от пористости прессовок. В формулах (12), (13) учтены размеры частиц порошка, в (2) – форма пор.

В остальных формулах размер и форма пор, материал порошка и особенности технологии изготовления (режим спекания) учтены коэффициентами.

Как видно из данных таблицы, увеличение пористости (при всех прочих равных условиях) приводит к уменьшению прочности спеченного материала.

Опыты показывают, что снижение размера пор, их замкнутость, уменьшение выходящих на их поверхность дефектов, являющихся концентраторами напряжений, обуславливают (при идентичности прочих условий) увеличение прочности и пластичности пористого материала.

Важным параметром, влияющим на прочность и пластичность, является форма пор, которая, приближаясь к сферической, увеличивает прочность и пластичность материала. Это связано с увеличением площади контактных сечений частиц. На механические свойства пористых материалов оказывает влияние величина частиц порошков. С увеличением их размера снижается прочность материала.

Однако следует учесть, что размер частиц порошка влияет на размер пор в спеченном материале. В то же время с увеличением размера частиц и

Т а б л и ц а 1. Математические зависимости прочности от общей пористости спеченных материалов

№ п/п	Формула	Обозначение	Автор
1	$\sigma_b = \sigma_0 (1 - \Pi)^n$	Π — пористость, $n = 3$ σ_0 — прочность компактного материала	М.И.Бальшин
2	$\sigma_b = \sigma_0 [1 \cdot ДП(1+2S)]$	D — коэффициент, учитывающий форму пор S — константа	Б.У.Пинес
3	$\sigma_b = \sigma_0 \exp(-b\Pi)$	b — константа	Е.Рышкович, В.Дакворт
4	$\sigma_b = K\sigma_0 \frac{v_0^{\frac{2}{3}} - v_0^{\frac{2}{3}}}{v_0^{\frac{2}{3}}}$	v — относительная плотность прессовки	Н.Р.Басфорг, С.Б.Твисс
5	$\sigma_b = \sigma_0 (1 - 1,21)\Pi^{\frac{2}{3}}$		М.Эдье
6	$\sigma_b = K\sigma_0 \frac{1 - \Pi c}{1 + m\Pi}$	K, c, m — константы	В.Т.Трощенко
7	$\sigma_b = \sigma_0 \left(1 - \frac{\Pi}{\Pi_{\Pi}}\right)^m$	m — константа Π_{Π} — пористость свободно спеченного порошка	К.К.Шиллер. А.И.Красовский
8	$\sigma_b = 32,8(1 - 1,36\Pi)(1 - \Pi)^{\frac{2}{3}}$		В.Галлина, Г.Манноне
9	$\sigma_b = \frac{1}{0,03\Pi + 0,02}$		Е.Дудрова и др.
10	$\sigma_b = \sigma_0 \frac{1 - \Pi}{1 + 3\Pi}$		Р.Хейнес

Окончание табл. 1.

№ п/п	Формула	Обозначение	Автор
11	$\sigma_b = [1 - \frac{\Pi}{\Pi_n} E] [1 + F (\frac{\Pi}{\Pi_n}) G]$	E, F, G – эмпирические константы	Д.И.Миллард
12	$\sigma_b = \sigma_0 K (\frac{x}{a})^2$	x – радиус межчас- тичной шейки a – радиус частицы	А.С.Найс, В.М.Шейфер
13	$\sigma_b = K \sigma_0 v^m \cdot \frac{1}{a}$	m – константа (m = 3–7)	Р.Герман

их однородности увеличивается пластическая деформация материала частиц, а также вероятность внутричастичной пористости, что положительно сказывается на прочности спеченного материала.

Существенное влияние на механические свойства спеченных материалов оказывают технология их изготовления и прежде всего режим и атмосфера спекания, последующая после спекания горячая или холодная пластическая деформация, способ формования и т.д.

Уменьшение скорости нагрева, увеличение выдержки и температуры спекания обеспечивают повышение механических свойств материалов. Большое влияние на прочность и особенно на пластичность материала оказывает атмосфера спекания: в чистом водороде – наиболее высокие механические свойства; повторное спекание (отжиг) в вакууме способствует улучшению свойств за счет дегазации пористого материала. Наличие же в атмосфере спекания примесей, например азота, ухудшает пластичность и прочность материала.

Следующая после спекания обработка с отжигом приводит к увеличению прочности и до определенной степени обжатия уменьшает влияние других факторов (размеров частиц) на свойства материала.

Проведенные испытания механических свойств спеченного проката из железных порошков показали, что способ формования материала не влияет на характер взаимозависимости прочности и пластичности.

Анализ приведенных в табл. 1 формул и сравнение их с результатами испытаний показывает наибольшую приемлемость формулы (3).

К ВОПРОСУ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНОЙ ГЕОМЕТРИИ МАТРИЦ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРНОМ ПРЕССОВАНИИ

Высокоскоростное ударное прессование обеспечивает ряд преимуществ по сравнению с прессованием в обычных условиях. В связи с этим необходимы всесторонние исследования как по выявлению особенностей протекания процесса, так и по качеству прессованных изделий.

В настоящей работе ставилась принципиальная задача – установить влияние профиля матричной воронки на характер течения металла и распределения деформаций в прессованных изделиях, а также на качество их поверхности.

В экспериментах использовались плоские матрицы ($\alpha = 180^\circ$), матрицы с конической 1, выпуклой 2 и вогнутой 3 воронками (рис. 1). Криволинейные профили воронок задавались дугой с радиусом, равным половине диаметра контейнера:

$$R = \frac{D_k}{2}.$$

Исследования проводились при прессовании стержней из отожженного малопластичного Al-сплава АК6 без предварительного нагрева образцов на гидропрессе со скоростью перемещения траверсы 0,005 м/с и на пороховой установке – с начальной скоростью пуансона-бойка до 96 м/с. Использовались составные образцы диаметром 40 мм и длиной 80 мм, на меридиональную плоскость которых наносилась координатная сетка с шагом 4 мм. В качестве смазки применялась смесь машинного масла с графитом (50% + 50%).

Характер течения металла оценивался по искажению координатной сетки в деформированном состоянии и по величине сдвиговой деформации в объеме отпрессованных стержней.

Сдвиговая деформация определялась величиной тангенса угла наклона касательной ($\tan \gamma$) к поперечной линии координатной сетки в деформированном состоянии.

Анализ данных эксперимента показывает, что как при низкоскоростном, так и при высокоскоростном прессовании наибольшую сдвиговую деформацию из всех исследуемых обеспечивает плоская матрица (рис. 1). Причем как в одном, так и в другом случае характер распределения деформации в поперечном сечении стержней близок к параболическому. Величина деформации, за исключением периферийных слоев, практически одинакова.

К существенным особенностям высокоскоростного прессования следует отнести отсутствие застойных зон и уменьшение очага деформации при прессовании через плоскую матрицу.

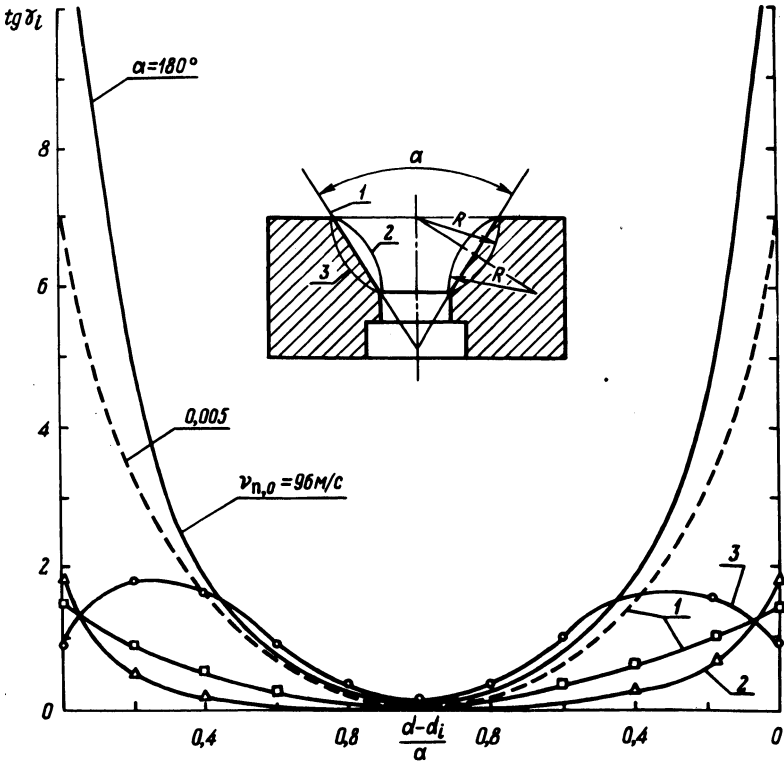


Рис. 1. Распределение сдвиговой деформации в поперечном сечении отпрессованных стержней (кривые 1, 2, 3 соответствуют обозначению матриц, $\lambda = 3$); d — наружный диаметр отпрессованного стержня; d_i — диаметр, на котором лежит исследуемая точка; λ — вытяжка.

Прессование через матрицу с конической, выпуклой и вогнутой воронками на гидропрессе показывает, что все они уменьшают сдвиговую деформацию, но не меняют общий характер ее распределения по поперечному сечению. Незначительно отличается и величина деформации.

Увеличение скорости деформирования приводит к существенному изменению деформации как по величине, так и по характеру ее распределения в поперечном сечении отпрессованных стержней. Так, если для конической матрицы характер распределения деформации можно аппроксимировать параболическим законом, то при прессовании через матрицу с вогнутой воронкой отмечается ее увеличение во внутренних и некоторое умень-

шение в периферийных слоях. Характер распределения деформации по направлению к пресс-остатку не меняется.

Значительное различие в характере распределения деформации дает выпуклый профиль матричной воронки: сдвиговая деформация локализуется в периферийных слоях толщиной примерно $2/5$ радиуса отпрессованного стержня и практически отсутствует в центральных слоях. Это способствует разогреву поверхностных слоев и тем самым увеличению пластичности прессуемого металла.

Выпуклый профиль матричной воронки обуславливает заметное различие и в характере течения металла. Если проследить за характером искажения поперечной линии координатной сетки, то она меняется от W-образной у переднего торца стержня до дугообразной у пресс-остатка, сохраняя практически одинаковую высоту ветвей.

Такой характер искажения поперечной линии координатной сетки указывает на то, что контактные условия в процессе высокоскоростного прессования существенно не изменяются. При этом в начале истечения центральные кольцевые слои заготовки в очаге деформации имеют меньшую скорость перемещения, чем слои, к ним прилегающие. По мере прессования скорости их уравниваются, а затем центральные слои перемещаются с большей скоростью по отношению к наружным.

Данную картину течения металла, видимо, можно объяснить действием нормальных и тангенциальных сил инерции в очаге деформации и особенно на выходе из него. Величина этих сил зависит как от интенсивности затухания скорости пуансона-бойка, так и от траектории частиц, которые задает исходный профиль матричной воронки.

Под действием сил инерции может происходить внеконтактное истечение, которое заметно проявляется в начале истечения для матриц с вогнутой воронкой.

Эксперименты показали, что выпуклый профиль матричной воронки дает возможность устранить характерный для прессования со скоростями порядка 100 м/с вид брака – мелкие "шейки".

Таким образом, приведенные выше данные позволяют утверждать, что выпуклый профиль матричной воронки является наиболее оптимальным для высокоскоростного прессования.

Следует отметить и то, что при высокоскоростном прессовании матрицы находятся в значительно лучших условиях работы, чем при обычном прессовании. Это прежде всего связано с улучшением условий трения и уменьшением удельных энергий прессования. Внеконтактное истечение, которое имеет место при высокоскоростном прессовании, существенно уменьшает износ матрицы.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГИДРОЭКСТРУЗИИ ТРУБ С ДЕФОРМИРУЕМОЙ ОПРАВКОЙ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ПРОДОЛЬНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

При гидроэкструзии труб с малым утонением или без него можно использовать деформируемую подвижную оправку.

При применении этого способа выходной конец трубы забивают на конус и заваривают, внутрь трубы заливают свинец, графит, парафин или рабочую жидкость. Однако этот способ имеет недостатки, такие, как высокое давление жидкости, начальный пик давления и нестационарный процесс течения металла, сдерживающие внедрение процесса в производство.

Для устранения вышеуказанных недостатков было предложено ввести в очаг деформации ультразвуковые колебания. Для выдавливания труб жидкостью высокого давления с использованием энергии ультразвука была сконструирована установка (рис.1), состоящая из контейнера 3 и мощной ультразвуковой колебательной системы 5. Плунжер 2 крепится к верхнему бойку прессы с помощью державки 1 и воспринимает усилие через сферическую головку. Для уплотнения в месте соединения колебательной системы с контейнером применяются кольца 4 из латуни и фторопласта.

Колебательная система состоит из волновода с преобразованием радиальных колебаний в продольные и трех магнитострикционных преобразователей типа ПМС-15А-18.

Так как процесс гидроэкструзии с ультразвуком осуществляется при высоком давлении жидкости, возможна разгерметизация места соединения. Для предотвращения этого применяется приспособление 6 для стяжки контейнера с колебательной системой.

С целью возбуждения колебаний использовался генератор УЗГ-10У. Исследования производили на испытательной машине УИМ-100 усилием 100 тс. В качестве передающей среды применялись веретенное, машинное и вакуумное масла.

Для исследования были выбраны трубы из стали 45 с постоянным внутренним диаметром 9 мм и толщиной стенки в пределах от 1 до 3,5 мм.

Деформируемая оправка была изготовлена из свинца, графита, парафина и рабочей жидкости. Диаметр калибрующей части матрицы равнялся 10 мм, а угол конуса $\alpha - 11^\circ$.

Результаты эксперимента показали, что при гидроэкструзии труб без ультразвука вязкость смазки оказывает существенное влияние на давление жидкости, необходимое для осуществления процесса истечения металла.

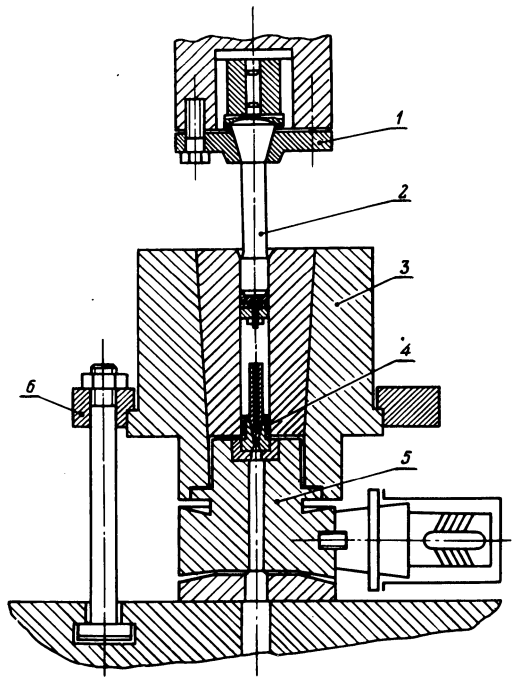


Рис. 1. Схема установки для гидроэкструзии труб с деформируемой оправкой при наложении ультразвуковых колебаний.

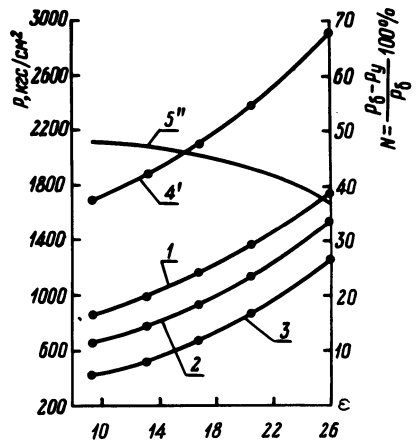


Рис. 2. Зависимости давления жидкости и эффективности применения ультразвука при гидроэкструзии стальных труб с деформируемыми оправками из свинца 1, графита 2, парафина 3; 4' — давление жидкости без ультразвука; 5'' — эффективность применения ультразвука.

Так, при прессовании труб из стали 45 \varnothing 12 x 1,5 обычным способом со степенью деформации $\epsilon = 16,6\%$, внутрь которых залит свинец, давление жидкости равнялось 2142 кг/см^2 , тогда как при использовании вакуумного масла — 2560 кг/см^2 , т.е. повышалось на 20%.

При гидроэкструзии труб с наложением продольных ультразвуковых колебаний увеличение вязкости смазки при прочих равных условиях не оказывает существенного влияния на давление жидкости. Например, при гидроэкструзии стальной трубы \varnothing 12 x 1,5 ($\epsilon = 16,6\%$) веретенным маслом с продольными колебаниями матрицы амплитудой 8 мкм давление жидкости составило 1140 кг/см^2 , при использовании вакуумного масла — 1180 кг/см^2 .

Это объясняется тем, что под действием ультразвуковых колебаний температура слоя в клиновом зазоре значительно повышается и вязкость уменьшается до минимального значения.

Так как вязкость смазки не оказывает существенного влияния на давление жидкости при гидроэкструзии труб с наложением продольных ультразвуковых колебаний, то все дальнейшие исследования производились на одной рабочей жидкости — веретенном масле.

При гидроэкструзии стальных труб с одной и той же степенью деформации с деформирующими оправками, изготовленными из различных материалов, необходимое давление для осуществления процесса течения металла принимает различные значения (рис. 2). Так, при выдавливании труб из стали 45 со степенью деформации $\epsilon = 21\%$ с деформируемой оправкой из свинца давление жидкости равнялось 1310 кгс/см^2 , с оправкой из графита — 1130 и с оправкой из парафина — 860 кгс/см^2 . Значит, при выдавливании труб с деформируемой оправкой давление жидкости требуется не только для деформации труб, но и для деформации оправки.

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

1) при гидроэкструзии стальных труб с деформируемой оправкой с продольными ультразвуковыми колебаниями матрицы давление рабочей жидкости уменьшается на 40...50% по сравнению с необходимым при обычной гидроэкструзии;

2) шероховатость труб, выдавленных с наложением продольных ультразвуковых колебаний, была на 1 — 2 класс выше по сравнению с трубами, изготовленными обычным гидропрессованием;

3) для труб с достаточно большой толщиной стенки ($\frac{H}{d} \geq 1/10$, где H толщина стенки; d — диаметр труб) при гидроэкструзии с продольными ультразвуковыми колебаниями матрицы можно использовать деформируемую оправку из парафина.

Следует отметить, что при гидроэкструзии тонкостенных труб с ультразвуком применение оправки из парафина приводит к разрушению изготовленных труб.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ТРУБ ДЛЯ ТЕПЛООБМЕННЫХ АППАРАТОВ ПРОКАТКОЙ

В настоящее время теплообменники широко используются в народном хозяйстве, а также в быту. Во многих случаях теплообмен осуществляется через стенку камеры, к которой приварены трубы круглого сечения. Так как площадь соприкосновения их со стенкой мала, снижается эффективность теплообмена между камерой и средой.

Уже предпринимались попытки изготавливать рубашку теплообменников из разрезанных надвое трубок. Но этот метод неэкономичен, и притом такие рубашки выдерживали давление всего до 60 ати. Между тем есть необходимость поддерживать его в диапазоне до 240 ати.

Другим направлением увеличения площади контакта теплообмена является использование сегментных труб. Для изготовления таких труб используют способ штамповки в сегментных матрицах плоскими пуансонами. Однако на плоской поверхности трубы в этом случае образуется вогнутость. В связи с этим в Японии был реализован способ штамповки сегментных труб пуансоном с незначительно вогнутым торцом, благодаря чему устраняется вмятина на плоской стенке [1]. Следует отметить, что подобный способ штамповки неэффективен с точки зрения производительности и возможности изготовления труб значительной длины. В этом отношении наиболее перспективным является способ прокатки. Реализация прокатки сегментных труб была осуществлена на прокатном стане с диаметром валков 200 мм. Валки имели различную скорость вращения. Это достигалось установкой сменных шестерен с различным передаточным отношением. При проведении экспериментов было использовано рассогласование скоростей вращения валков ($n_k/n_{ц}$, где $n_{ц}$ — число оборотов валка с цилиндрической бочкой; n_k — валка с калибром) от 1 до 4.

Один валок был гладким цилиндрическим, на бочке другого нарезан калибр радиусом 11 и глубиной 7,2 мм (рис. 1).

Если в таких валках прокатывать трубу при одинаковых скоростях вращения, она получается криволинейной из-за различных деформаций в осевом направлении. Кроме того, на том участке, где необходимо получить плоскость в поперечном направлении, образуется прогиб, направленный к центру сечения, что обусловлено постепенным пластическим течением деформируемого участка заготовки.

Для получения трубы с прямой осью валок с калибром вращается в 3,5 раза быстрее, чем гладкий (исходная заготовка — труба \varnothing 12 мм со стенкой

1 мм, материал — алюминий). Конечный полуфабрикат — труба сегментно-го сечения с шириной прямолинейного участка 8 мм и проходным сечением 28 мм². Прокатанные трубы выдерживали изгиб на ребро без разрушения по радиусу 20 мм, а после отжига — по радиусу 4 мм.

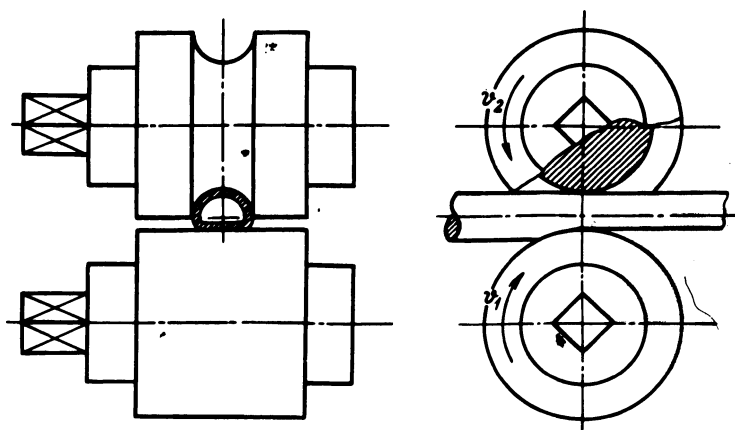


Рис. 1. Схема прокатки сегментных труб.

Таким образом, описанный способ прокатки позволяет получать сегментные трубы высокого качества и любой длины, обеспечивая высокую производительность благодаря непрерывности процесса.

Л и т е р а т у р а

1. Я м а м о т о Х и р о с и. Способ формовки труб теплообменников. Япон. пат., кл. 12С333 (В 21 31/00), № 49—8794.

УДК 621.983.3

Ю.В.Котомин, В.Н.Булах

ПРЕДЕЛЬНЫЕ СТЕПЕНИ ВЫТЯЖКИ В ТРАКТРИСНЫХ МАТРИЦАХ

Для предотвращения образования складок при глубокой вытяжке, возникающих в результате устойчивости заготовки, применяют складкодержатели (прижим).

Однако для процесса вытяжки прижим заготовки нежелателен, так как он увеличивает вредное сопротивление трения, а следовательно, растягивающие напряжения в опасном сечении, и ухудшает условия вытяжки. Приме-

нение складкодержателя приводит к усложнению конструкции штампа и его удорожанию.

В отдельных случаях вытяжка может быть произведена без прижима. При вытяжке без прижима-складкодержателя применяют матрицы конической или криволинейной формы — по эвольвенте. В них достигается более высокая степень деформации, чем в обычных радиусных матрицах.

На основании экспериментальных исследований установлено, что при вытяжке в конусных и эвольвентных матрицах происходит схватывание деформируемого металла с металлом матрицы.

Способность противостоять схватыванию при вытяжке в значительной мере определяется геометрией заходной части матрицы, оптимальной формой которой является трактриса. При вытяжке в трактрисной матрице только край заготовки соприкасается с ней, а образующая вытягиваемого стакана остается неизменно прямой с начала и до конца вытяжки. Для построения технологических переходов вытяжки в трактрисных матрицах

необходимо знать предельные степени вытяжки $K = \frac{D_3}{d_{\Pi}}$ в зависимости от относительной толщины заготовки $C = \frac{S_0}{D} 100\%$, где D_3 — диаметр заго-

товки; d_{Π} — диаметр вытяжного пуансона; S — толщина заготовки.

С целью определения допустимой степени вытяжки в трактрисных матрицах был проведен эксперимент. Вытяжка заготовок из листовой стали 08КП с диаметрами от 61 до 191 мм, толщиной от 0,5 до 5 мм производилась в трактрисных матрицах, диаметр калибрующей части которых был равен 34, 58 и 94 мм. Рабочие профили матриц были выполнены по корректированному трактрисным кривым в соответствии с различными высотами вытягиваемых стаканов. Вытяжные пуансоны имели размеры диаметров, обеспечивающие односторонний зазор между пуансоном и калибрующей частью матрицы, равной 1,3 толщины заготовки. Радиусы закругления пуансона имели размеры, соответствующие относительной толщине заготовки C . При $C = 0,2 \dots 0,5$ радиус пуансона $r_{\Pi} = (20 \dots 3) S_0$; при $C = 0,5 \dots 1$ $r_{\Pi} = (11 \dots 3) S_0$; при $C = 1 \dots 2$ $r_{\Pi} = (3 \dots 8) S_0$; при $C > 2$ $r_{\Pi} = (3 \dots 4) S_0$.

Вытяжка стаканов в трактрисных матрицах осуществлялась на гидравлической испытательной машине усилием 50 тс и на кривошипном прессе модели ЛКР — 400 тс. Смазка при вытяжке применялась в виде смеси машинного масла и графита в соотношении 5:1.

В результате экспериментальных исследований были установлены предельные степени вытяжки K в зависимости от относительной толщины заготовки C (рис. 1).

Лимитирующим фактором $K > 2,8$ и при $C > 1,2$ является отрыв дна вытягиваемого стакана, а при $C > 1,2$, образуются складки в начальный мо-

мент вытяжки на кромке заготовки. Складки возникают в результате превышения тангенциальных сжимающих напряжений над допустимым напряжением продольного изгиба, равномерно по окружности заготовки. Возникновению их способствуют анизотропия металла, колебания по толщине заготовки, смещение заготовок и т.д. Таких складок, как правило, четыре, равномерно расположенных по окружности, а вследствие колебания по толщине и смещению заготовки — одна. Установлено также, что при $C < 0,8$ возникают складки в виде выпучин и гранености как на образующей стенке стакана, так и на дне. В процессе вытяжки заготовок толщиной 0,7 мм и менее при всех значениях степеней вытяжки происходит потеря устойчивости фланца заготовки.

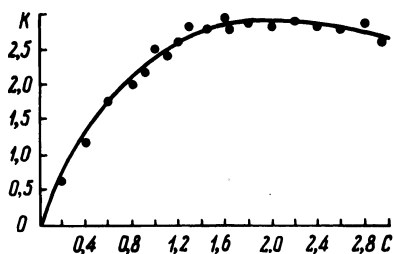


Рис. 1. Зависимость степени вытяжки (К) от относительной толщины (С) заготовки при вытяжке без прижима в трактрисных матрицах .

В интервале относительной толщины заготовки от 0,8 до 1,8 область предельной степени вытяжки в трактрисных матрицах в 2 раза больше области предельной степени вытяжки в конических и радиусных матрицах.

Из рис. 1 видно, что область применения вытяжки без прижима в трактрисных матрицах значительно больше, чем область допустимой степени вытяжки без прижима в конических и радиусных матрицах.

На основании установленных предельных степеней вытяжки были составлены технологические переходы штамповки конических и цилиндрических втулок, корпуса клапана сжатия, гайки и других деталей амортизаторов автомобилей. Были также спроектированы и изготовлены вытяжные штампы с трактрисными матрицами для штамповки маслоотражателя и половины переходника деталей машины БелАЗ.

В соответствии со справочной литературой эти детали должны были вытягиваться в штампах с прижимом с последующей обрезкой по высоте или вытяжкой, обрезкой и последующей вытяжкой. Причем при вытяжке половин переходника из нержавеющей стали для предотвращения явления схватывания металла потребовалось бы операция покрытия лаком заготовок. Применение трактрисных матриц позволило штамповать эти детали за одну операцию.

Матрицы, выполненные по трактрисе, целесообразно также применять для уменьшения необходимого усилия формообразования деталей, например лонжеронов, половин картеров задних мостов и больших деталей типа днищ.

**РЕШЕНИЕ ПЛОСКОЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ
УДАРНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОЛОСТЕЙ
ПРИБЛИЖЕННЫМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ**

Задача состоит в том, чтобы для заданных граничных и начальных условий по форме, массе и скорости встречи бойка 1 (рис. 1) с преградой 2 установить закон его движения при внедрении. Кинематически возможные границы пластической области получены линейной аппроксимацией известного непрерывного поля линий скольжения, построенного для случая статической закрытой прошивки плоским пуансоном [1]. Как показывают экспериментальные исследования, форма выделенных зон 1, 2, 3 по мере увеличения глубины внедрения почти не изменяется. Это обстоятельство позволяет рассматривать пластическое течение металла как псевдостационарное, а решение задачи проводить в квазистатической постановке.

Процесс условно разбиваем на две стадии: стадию разгона и стадию торможения. В конце первой стадии боек и зона 1 приобретают какую-то скорость v_0^* . При этом скорость бойка за очень короткий промежуток времени резко падает, а присоединенная масса переходит из состояния покоя в состояние движения. Точка 1 логической диаграммы усилия характеризуется максимальными значениями ускорений бойка и зоны I, различными по величине и направлению. Будем считать, что этап выравнивания этих ускорений (точки 1–2) протекает мгновенно и без изменения скорости v_0^* . Стадия торможения (точки 2–3) характеризуется равенством скоростей и ускорений бойка и зоны I.

Мгновенная мощность внутренних сил равна сумме квазистатической и динамической мощностей

$$W = W_{\text{ст}} + W_{\text{дин}}, \quad (1)$$

$$\text{где } W_{\text{ст}} = \sum k l_{\text{rs}} b v_{\text{rs}} + \sum 2\mu k l_{\text{rs}} b v_{\text{rs}} = abvk [F_1(\alpha, \beta, \lambda, \mu) + 8\mu(1+\lambda) \frac{\lambda}{a} h]; \quad (2)$$

$$W_{\text{дин}} = \sum (q_{\text{дин}})_{\text{rs}} l_{\text{rs}} b v_{\text{rs}} + \sum m_i \bar{\omega}_{\text{rs}} v_{\text{rs}} = abv \left\{ \rho v^2 F_2(\alpha, \beta, \lambda) + \bar{\omega} \rho a [F_3(\alpha, \beta, \lambda) + (1+\lambda) \frac{\lambda}{a} h] \right\}. \quad (3)$$

Принятые в этих уравнениях обозначения соответствуют символике работы [2]. Квазистатическая мощность включает мощность на линиях разрыва, определяемую статической постоянной пластичности (k), которую можно брать с некоторой динамической поправкой, и мощность сил трения, дейст-

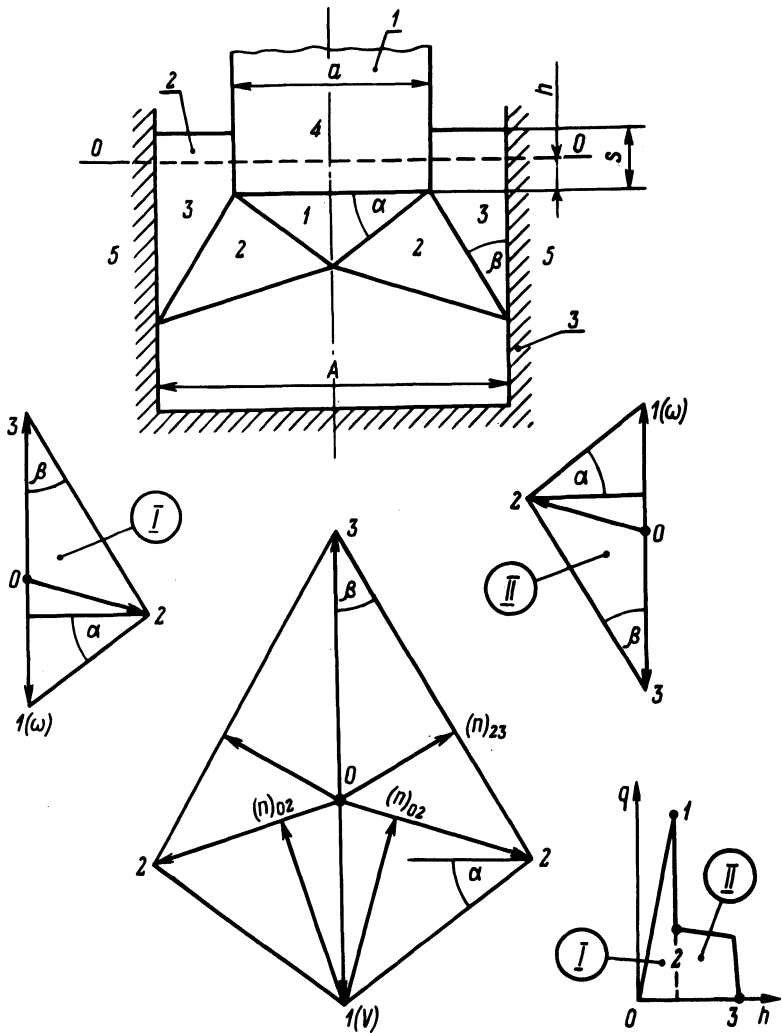


Рис. 1. Схема нагружения и кинематически возможное поле скоростей и ускорений. Логическая диаграмма усилия: 1 – стадия разгона; II – стадия торможения.

вующих на поверхностях трения и задаваемых в форме закона Прандтля. Динамическая мощность состоит из мощности динамических воздействий на линиях разрыва и мощности инерционных сил присоединенной массы. Мощность динамических воздействий определяем по выражениям для стационарных процессов [2], пользуясь мгновенным годографом скоростей, так как его векторные величины за элемент времени dt получают бесконечно малые приращения по величине.

В соответствии с принятой постановкой решения определяем значения параметров поля, минимизирующих верхнюю оценку удельного усилия:

$$\begin{aligned}
 q_{\text{CT}} &= \frac{W_{\text{CT}}}{abv} = k[F_1(\alpha, \beta, \lambda, \mu) + 8\mu(1+\lambda)\frac{\lambda}{a}h]; \\
 \begin{cases} \frac{\partial q_{\text{CT}}}{\partial \alpha} = 0; \\ \frac{\partial q_{\text{CT}}}{\partial \beta} = 0; \end{cases} & \begin{cases} \cos^2(\alpha - \beta) = \frac{2\cos^2\alpha(1+\lambda)^2}{\lambda(1+2\lambda)}; \\ \cos^2(\alpha - \beta) = \frac{2\sin^2\beta(1+\lambda)^2}{\lambda + \mu\lambda + 2}; \end{cases} \\
 \begin{cases} \alpha = \text{arc tg} \sqrt{\frac{8(1+\lambda)[2(1+\lambda) + \mu\lambda] + \mu^2\lambda^2}{8\lambda(1+\lambda)(1+\lambda + \mu\lambda) - \mu^2\lambda^2}}; \\ \beta = \text{arc tg} \sqrt{\frac{8(1+\lambda)(1+\lambda + \mu\lambda) - \mu^2\lambda}{8\lambda(1+\lambda)[2(1+\lambda) - \mu] + \mu^2\lambda}}. \end{cases} & \quad (4)
 \end{aligned}$$

На стадии торможения зону I можно рассматривать как продолжение бойка, поэтому ее ускорение $\omega = -\frac{qab}{m}$. Используя полученные выражения, из равенства мощностей внешних и внутренних сил находим величину удельного усилия

$$q = \frac{m\left\{k[F_1(\lambda\mu) + 8\mu(1+\lambda)\frac{\lambda}{a}h] + \rho v^2 F_2(\lambda\mu)\right\}}{m + \rho a^2 b F_3(\lambda\mu) + \rho ab\lambda(1+\lambda)h}. \quad (5)$$

Учитывая, что высокоскоростное деформирование отличается слабым влиянием контактных условий на параметры процесса, при малых обжатиях можно принять условие: $\mu = 0$. Уравнение (5) при этом упрощается

$$q = \frac{m[kF_1(\lambda) + \rho v^2 F_2(\lambda)]}{m + \rho a^2 b F_3(\lambda) + \rho ab\lambda(1+\lambda)h}, \quad (6)$$

где $F_1(\lambda) = \frac{4(1+\lambda)}{\sqrt{2\lambda}}$; $F_2(\lambda) = \frac{(1+\lambda)^{2+\lambda^2}}{2}$; $F_3(\lambda) = \frac{3(1+\lambda)}{4\sqrt{2\lambda}}$.

Подставив уравнение движения бойка $q = -\frac{mv}{ab} \frac{dv}{dh}$ в уравнение (6), получаем нелинейное дифференциальное уравнение первого порядка

$$v \frac{dv}{dh} + \frac{v^2 \rho ab F_2(\lambda)}{m + \rho a^2 b F_3(\lambda) + \rho ab \lambda (1+\lambda) h} = -\frac{2kab F_1(\lambda)}{m + \rho a^2 b F_3(\lambda) + \rho ab \lambda (1+\lambda) h},$$

общий интеграл которого с учетом начальных условий для стадии торможения (при $h = \Delta h$, $v = v_0^*$) находится из выражения

$$v^2 = [(v_0^*)^2 + \frac{k}{\rho} C_1] \left(\frac{l_{пр} + \Delta h}{l_{пр} + h} \right)^{C_2} - \frac{k}{\rho} C_1, \quad (7)$$

где $C_1 = \frac{F_1(\lambda)}{F_2(\lambda)} = \frac{4\sqrt{2\lambda}(1+\lambda)}{\lambda[(1+\lambda)^2 + \lambda^2]}$; $C_2 = \frac{2F_2(\lambda)}{\lambda(1+\lambda)} = \frac{1+\lambda}{\lambda} + \frac{\lambda}{1+\lambda}$;

$$l_{пр} = \frac{\bar{m}}{\rho} \frac{1}{\lambda(1+\lambda)} + \frac{3a}{4\lambda\sqrt{2\lambda}}; \quad \bar{m} = \frac{m}{ab}.$$

Конечное значение пути деформирования, пройденного бойком, определяется из условия $h = h_K$, $v = 0$:

$$h_K = (l_{пр} + \Delta h) = C_2 \sqrt{\frac{\rho(v_0^*)^2}{kC_1} + 1} - l_{пр}. \quad (8)$$

По найденному значению скорости деформирования из уравнения (6) получаем аналогичное выражение для удельного усилия

$$q = \frac{1}{2} \bar{m} C_2 [(v_0^*)^2 + \frac{k}{\rho} C_1] \left(\frac{l_{пр} + \Delta h}{l_{пр} + h} \right)^{C_2} (l_{пр} + h)^{-1}. \quad (9)$$

Мгновенная мощность внутренних сил на стадии разгона определяется с учетом положительного направления ускорения присоединенной массы

$$W = abv \left\{ kF_1(\lambda) + \rho v^2 F_2(\lambda) + \omega \rho a [F_3(\lambda) + (1+\lambda) \frac{\lambda}{a} h] \right\}. \quad (10)$$

Известно, что в начальной стадии соударения усилие растет по закону, близкому к линейному. При кратковременном импульсе действие этого усилия не зависит от детального характера его изменения [3], поэтому можно допустить, что ускорение зоны I растет от нуля до максимума по линейному закону. Тогда на основании теоремы Ролля о среднем подставим среднеинтегральные величины кинематических параметров зоны I в уравнение (10). Найдем среднюю мощность внутренних сил

$$(W_{cp})_{\Delta t} = ab \frac{v_0^*}{3} \left\{ kF_1(\lambda) + \rho \left(\frac{v_0^*}{3} \right)^2 F_2(\lambda) + \frac{v_0^*}{\Delta t} \rho a [F_3(\lambda) + (1+\lambda) \frac{\lambda}{a} \frac{v_0^* \Delta t}{12}] \right\}.$$

Из уравнения диссипации энергии бояка

$$\frac{1}{2} m [v_0^2 - (v_0^*)^2] = (W_{cp})_{\Delta t} \Delta t$$

получаем кубичное уравнение, из которого можно найти скорость v_0^* :

$$(v_0^*)^3 + (v_0^*)^2 C_3 + v_0^* C_4 + C_5 = 0, \quad (11)$$

где

$$C_3 = \frac{54}{\Delta t} \frac{1}{\lambda(2C_2+3)} \left[-\frac{\bar{m}}{\rho(1+\lambda)} + \frac{a}{2\sqrt{2\lambda}} \right]; \quad C_4 = \frac{k}{\rho} \frac{144C_1}{16+3\lambda C_1 \sqrt{2\lambda}};$$

$$C_5 = -\frac{54}{\Delta t} \frac{\bar{m}v_0^2}{\rho} \frac{1}{\lambda(1+\lambda)(2C_2+3)}.$$

Длительность стадии разгона (Δt), связанная с формированием очага пластической деформации, должна определяться экспериментально. Путь деформирования на этой стадии найдем, используя среднеинтегральную величину скорости бояка

$$\Delta h = (v_{cp})_{\delta} \Delta t = \frac{2v_0 + v_0^*}{3} \Delta t. \quad (12)$$

Работа деформации и пиковая нагрузка определяются из уравнения диссипации энергии бояка

$$A_I = \frac{1}{2} m [v_0^2 - (v_0^*)^2] = \frac{1}{2} q_{\max} ab \Delta h; \quad (13)$$

$$q_{\max} = \frac{3\bar{m}}{\Delta t} \cdot \frac{v_0^2 - (v_0^*)^2}{2v_0 + v_0^*}. \quad (14)$$

Л и т е р а т у р а

1. М х о я н Л.М. Исследование процесса закрытой прошивки при различных условиях трения. — В сб.: Расчеты пластического деформирования металлов. М., 1975.
2. Т о м л е н о в А.Д. Теория пластического деформирования металлов. — М., 1972.
3. З е л ь д о в и ч Я.Б., М ы ш к и с А.Д. Элементы прикладной математики. — М., 1967.

ЧИСТОВАЯ ВЫРУБКА ВСТРЕЧНЫМИ МАТРИЦАМИ

Одним из недостатков чистой вырубке, ограничивающим ее более широкое применение, является образование на вырубаемых деталях заусенца, величина которого возрастает по мере износа пуансона.

В работах [1,2] был предложен способ чистой вырубке, предотвращающий образование заусенца даже при износе режущих кромок. Сущность способа заключается в том, что заготовку 3 располагают между двумя матрицами: плоской 4 и с конусным выступом 2 (рис. 1). Вначале матрица 2 внедряется в заготовку 3 до образования перемычки толщиной 25–30% от толщины заготовки, после чего пуансон 1 отделяет деталь от перемычки, проталкивая ее в плоскую матрицу. При обратном ходе выталкиватель 5 удаляет деталь из плоской матрицы.

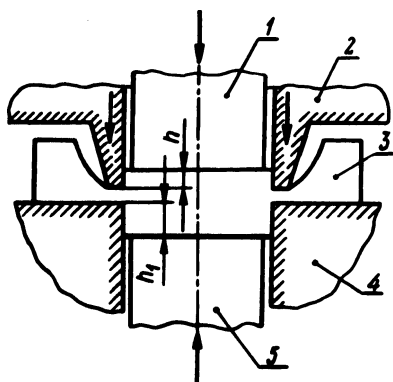


Рис. 1. Схема чистой вырубке встречными матрицами.

Для практической реализации способа необходимы специальные гидравлические прессы тройного действия. Основной и характерной особенностью движений рабочих частей штампа является то, что в надлежащий момент времени рабочий ход матрицы с конусным выступом приостанавливается, материал остается в зажатом между матрицами положении и происходит переключение прессы на отделение детали пуансоном. В этом случае весьма важное значение приобретает точность останова. Если матрицу вовремя не остановить, то вдавливание ее в заготовку становится чрезмерным, что ведет к выпучиванию детали. Величина вдавливания должна быть в пределах 70–80%S. (S — толщина заготовки). В целях предотвращения тарельчатости к пуансону прикладывают давление.

Для предотвращения образования заусенца при срезании перемычки необходимо, чтобы заготовка вдавливалась в матрицу с конусным выступом на определенную глубину h (рис. 1). Внедрения конусного выступа в заготовку почти не происходит, если ширина контактного пояса конусного выступа выбрана больше определенной величины. Ширина торца конусного выступа должна быть равна $0,3-0,4S$, а угол наклона выступа — 25° . Глубина внедрения конусного выступа h , при которой не происходит образования заусенца, зависит от толщины и механических свойств материала заготовки. Еще одним условием успешного выполнения вырубki встречными матрицами является равенство диаметров и строгая соосность матриц. В противном случае неизбежно образование заусенца.

Нами исследовалась возможность вырубki встречными матрицами на универсальном оборудовании. Для этого был разработан экспериментальный штамп, конструкция которого обеспечивала необходимую последовательность движений рабочих частей штампа. Схема штампа приведена на рис. 2. К верхней плите штампа 1 крепится пуансонодержатель 2 с составным пуансоном 3. К нижней плите 12 крепится матрицедержатель 10 с плоской матрицей 9. Верхняя матрица с конусным выступом 6 крепится к подвижному матрицедержателю 5, соединенному через полиуретановый буфер 4 с верхней плитой винтами 17.

В первоначальном варианте штампа центрирование матриц предполагалось осуществлять по пуансону. Однако такой способ центрирования оказался непригодным, так как между пуансоном и матрицами неизбежен зазор. В доработанном варианте центрирование матриц осуществлялось при помощи направляющих колонок 14, которые обеспечивали соосность матриц при работе. Для исключения неравенства диаметров матриц производили их совместную окончательную обработку в сборе с направляющими колонками. Для останова верхней матрицы в требуемом положении были предусмотрены сменные упоры 13. С целью предотвращения выпучивания детали пуансон 15 был выполнен "плавающим". Для удаления вырубленных деталей из нижней матрицы служил выталкиватель 8, подпружиненный полиуретановым буфером 11. Конструкция штампа позволяла осуществлять быструю замену сменных пуансонов 15, матриц 9 и 6, упоров 13 и обеспечивала регулировку усилий всех буферов.

Штамп работает следующим образом. При опускании верхней плиты 1 заготовка 7 зажимается между выталкивателем 8 и "плавающим" пуансоном 15. По мере опускания верхней плиты штампа пуансон 15 сжимает буфер 16, преодолевая его сопротивление. После того как торцовые поверхности пуансона 15 и конусного выступа верхней матрицы 6 сравняются, начинается внедрение последнего в заготовку. По мере внедрения конусного выступа верхней матрицы 6 усилие зажатия заготовки между пуансоном и выталкивателем возрастает, препятствуя выпучиванию заготовки. Когда толщина образующейся перемычки становится равной 25–30% толщины

заготовки, верхняя матрица 6 садится на упоры 13 и ее дальнейшего вдавливания в заготовку не происходит. После этого заплечики пуансона 15 упираются в торцовую поверхность направляющего стакана 3, и пуансон отделяет деталь от перемычки, проталкивая ее в нижнюю матрицу 9. При обратном ходе деталь удаляется из нижней матрицы выталкивателем 8.

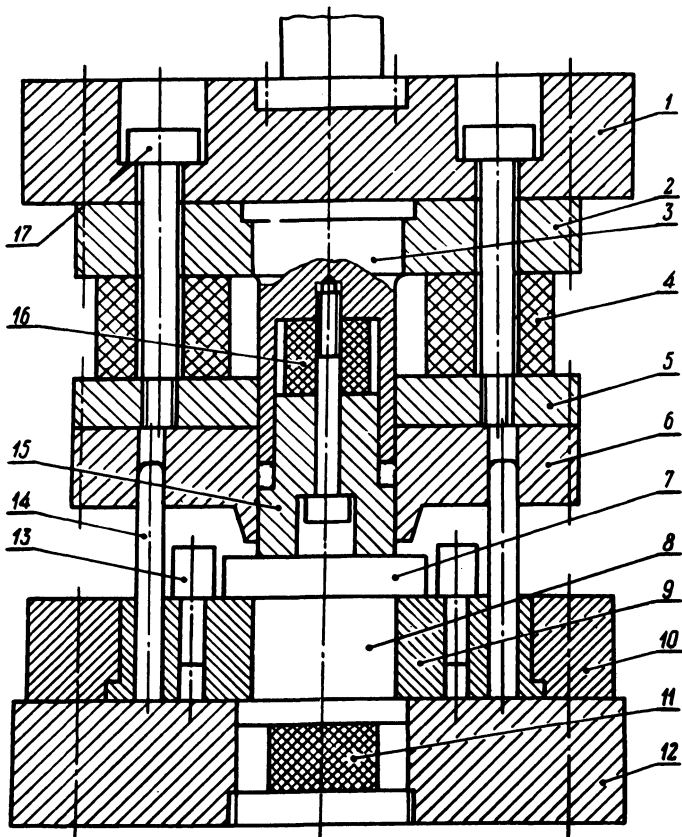


Рис. 2. Схема экспериментального штампа.

Штамп устанавливается на универсальной испытательной гидравлической машине ЦДМПу-10 усилием 30 тс. Эксперименты проводили на алюминии А5, меди М3 и стали 08 толщиной 1,5 мм и менее. Диаметр вырубаемых образцов — 35 мм.

Экспериментальные исследования показали, что такая конструкция штампа может быть успешно использована для чистовой вырубки тонколистовых металлов на прессах простого действия. Следует отметить, что применение данного способа ограничивается толщиной материала. При вы-

рубке листовых металлов толщиной менее 0,8—1 мм (нижний предел для стали, верхний — для алюминия) не удастся избежать образования заусенцев. Это объясняется следующими причинами. Для того чтобы заусенец не образовывался при срезании перемычки, необходимо обеспечить глубину вдавливания заготовки h в матрицу с конусным выступом больше определенной величины. При вдавливании матрицы с конусным выступом материал заготовки затекает в отверстия обеих матриц. Образующаяся при этом перемычка располагается в средней части поверхности среза (рис.1). Поэтому при вырубке материалов толщиной менее 0,8—1 мм величина h становится недостаточной для подавления заусенца. Предотвратить вдавливание заготовки в нижнюю матрицу при внедрении верхней можно, увеличив усилие противодействия со стороны выталкивателя. Однако это не дает положительного эффекта, так как в данном случае к выталкивателю необходимо приложить усилие одного порядка с усилием, приложенным к матрице с конусным выступом. В результате в очаге деформации создается схема напряженного состояния всестороннего сжатия и материал заготовки, в особенности мягкий (алюминий, отожженная медь), под действием высокого гидростатического давления затекает в зазор между плоской матрицей и выталкивателем. Металл, затекший в зазор, после срезания перемычки представляет собой заусенец.

С целью исключения образования заусенца при вырубке металлов толщиной менее 0,8 мм способ был несколько видоизменен. Вдавливание матрицы с конусным выступом в заготовку производили на плоской плите. В этом случае перемычка образуется у поверхности заготовки и глубина вдавливания заготовки h в матрицу с конусным выступом становится достаточной для подавления заусенца. Срезание перемычки производится посредством пуансона и плоской матрицы. Данный способ позволяет получать детали из более тонких материалов с высоким качеством поверхности среза и без заусенца. Нами были получены качественные образцы из алюминия А5 толщиной 0,5 и 0,4 мм. Необходимо отметить, что эта толщина является близкой к предельной.

Л и т е р а т у р а

1. Патент Японии № 47—39266, кл. 74С0 от 11.4.1968. 2. K o n d o К. Das Stauchschneiden — ein neues Schneidverfahren für genaue Werkstücke mit glatten Schnittflächen. — Industrie — Anzeiger, 1975, 97, N 33.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОРИСТЫХ ЗАГОТОВОК В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ФОРМОВАНИЯ ПОЛОСТЕЙ МЕТОДОМ МУАРА

Одним из перспективных методов достижения высокой плотности (а соответственно и прочности спеченных изделий) является обработка давлением предварительно спрессованных и спеченных заготовок, сочетающая в себе преимущества как порошковой металлургии, так и обработки давлением. Использование этого метода позволяет путем формирования гравюр в спеченных заготовках получать изделия не только конструкционного назначения, но и штамповый инструмент. Известно, что высокие скорости деформирования благоприятно сказываются на прочностных характеристиках штампованных изделий; поэтому представляют интерес исследования влияния высоких скоростей нагружения на формирование штампового инструмента из спеченных материалов.

Для оптимизации технологических параметров формования и получения качественных изделий необходим анализ напряженно-деформированного состояния тела. Теоретически решить эту задачу на данном этапе не представляется возможным ввиду отсутствия какой-либо приемлемой теории пластичности пористого тела.

Авторами для этой цели был использован экспериментальный метод муара [1], основанный на явлении механической интерференции света, наблюдаемой при наложении растров — систем близкорасположенных линий. Метод муара применим к материалам с любой реологией и физико-химическими свойствами и позволяет исследовать деформации различной природы. Он дает полное кинематическое описание в диапазоне деформаций от 1 до 100 %.

Для исследования процесса динамического формования использовался пороховой копер вертикального типа, скорость подлета бойка составляла 20 — 40 м/с, статическое вдавливание осуществлялось на машине РМ-50 со скоростью 60 мм/мин. В качестве заготовок использовались предварительно спрессованные и спеченные брикеты из порошка ПЖ2М2 с плотностью 70–93% от теоретической, размером 40 x 40 x 30 мм. Деформация осуществлялась в штампе для плоского деформирования плоским бойком (плоская деформация наиболее удобная для расчета деформированного состояния). Образцы состояли из двух половинок, на которые фотохимическим способом наносилась система линейных растров с шагом $P = 0,1-0,2$ мм в направлении оси X и Y. В результате пластической деформации

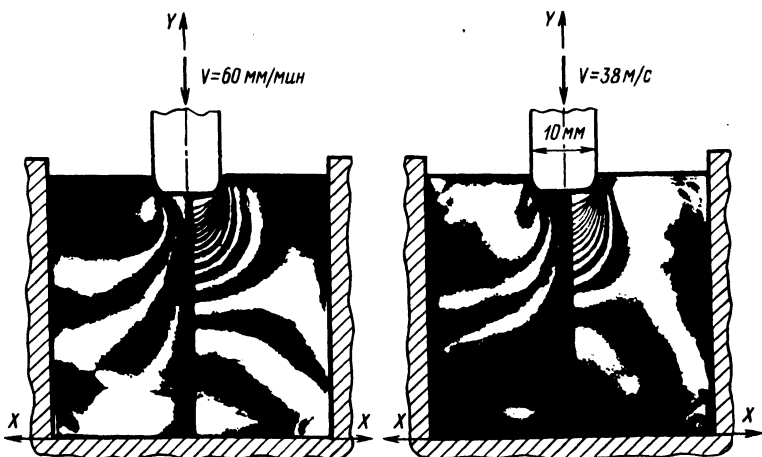


Рис. 1. Поля линий равных смещений U_x и U_y при различных скоростях инструмента (шаг растра $P = 0,2$ мм, плотность брикета $v = 93\%$).

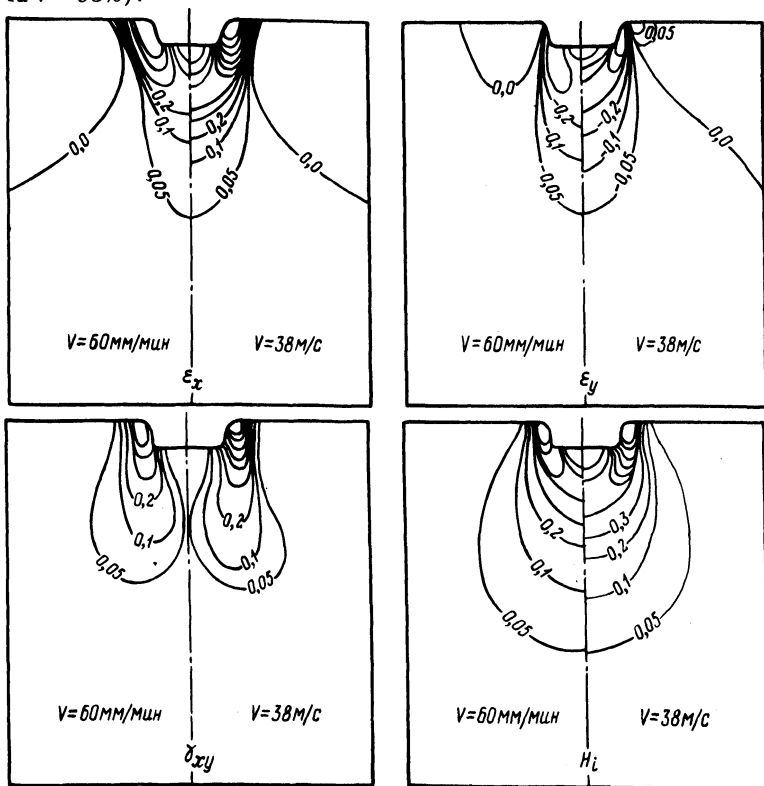


Рис. 2. Распределение компонент тензора деформированного состояния ϵ_x , ϵ_y , δ_{xy} и интенсивности деформации сдвига H_i по плоскости течения.

ции получали картину линий равных смещений U_x и U_y соответственно в направлении оси X и Y (рис. 1). Используя формулу для конечных деформаций, вычисляли компоненты тензора деформированного состояния ϵ_x ; ϵ_y ; γ_{xy} ; , а также интенсивность деформации сдвига H_1 .

$$H_1 = \sqrt{\frac{4}{3} (\epsilon_x^2 - \epsilon_x \epsilon_y + \epsilon_y^2) + \gamma_{xy}^2} .$$

Распределение компонент тензора деформированного состояния, а также интенсивности деформации сдвига представлены на рис. 2. Из него видно, что использование скоростей инструмента в диапазоне 20–40 м/с приводит к более однородному распределению деформаций в направлении осей X и Y и увеличению интенсивности деформации сдвига на 20–30% по сравнению со статическим деформированием, что приводит к увеличению плотности изделия и соответственно повышает его прочность.

Л и т е р а т у р а

1. С е г а л В.М., М а к у ш о к Е.М., Р е з н и к о в В.И. Исследование пластического формоизменения металлов методом муара. — М., 1974.

УДК 621.983.048.6

В.С.Пашенко, В.А.Варавин

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВЫТЯЖКИ С РАДИАЛЬНЫМИ УЛЬТРАЗВУКОВЫМИ КОЛЕБАНИЯМИ НА ПЕРВОМ ПЕРЕХОДЕ

Среди существующих способов интенсификации процесса вытяжки можно выделить вытяжку с наложением ультразвуковых колебаний. В настоящее время проведены исследования по определению влияния различных технологических факторов на предельные возможности вытяжки [1]. Особое внимание привлекает вытяжка с наложением радиальных ультразвуковых колебаний на матрицу возможностью использования этого способа для более широкого диапазона типоразмеров вытягиваемых деталей. Однако этот способ не нашел широкого применения в промышленности. Основная причина заключается в недостаточной изученности явлений, связанных с воздействием ультразвука на пластическую деформацию в процессе вытяжки.

На основе дополнительных исследований в настоящей работе обсуждаются результаты влияния некоторых факторов на технологические возможности вытяжки с наложением радиальных ультразвуковых колебаний на матрицу.

Наложение радиальных ультразвуковых колебаний в процессе вытяжки характеризуется проявлением двух эффектов: объемным и поверхностным (рис. 1). Под объемным эффектом понимается воздействие ультразвука на внутреннее состояние металла и его структуру, под поверхностным — влияние ультразвука на контактные силы трения. Действие каждого из них определяется прежде всего интенсивностью колебаний. Поэтому внимание исследователей было направлено на повышение интенсивности колебаний в очаге деформации. Однако, как показали экспериментальные данные при вытяжке в мощном ультразвуковом поле, пропорциональная зависимость предельной степени формоизменения от интенсивности колебаний сохраняется лишь в определенных пределах.

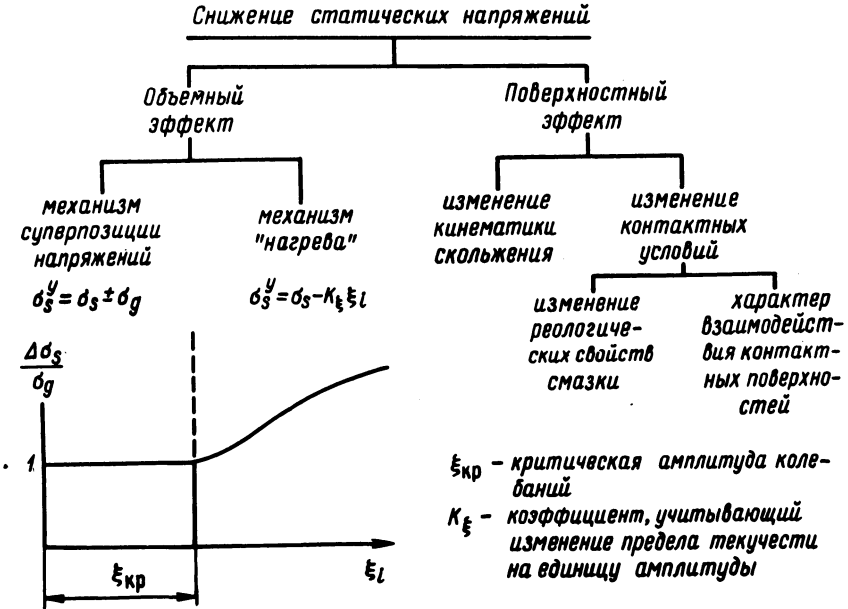


Рис. 1. Влияние ультразвуковых колебаний на пластическую деформацию металлов.

Рассматривая последовательность формоизменения заготовки на первом переходе вытяжки, можно выделить две стадии [2]. Первая характеризуется пространственным изгибом с растяжением заготовки на свободном участке, заключенном между пуансоном и матрицей, при неподвижном фланце, который находится под давлением прижима. На этой стадии наряду с постепенным нарастанием технологического усилия происходит образование опасного сечения в зоне перехода данной части заготовки к цилиндрической. Вторая стадия характеризуется пластической деформацией фланце-

вой части заготовки, которая сопровождается ростом технологического усилия вытяжки до максимального значения и последующим снижением его. Положение максимума усилия определяется способностью металла к упрочнению. Причем для более интенсивно упрочняющегося металла максимум смещен в большей степени в направлении увеличения хода пуансона.

На первой стадии вытяжки возможно проявление лишь объемного эффекта. Оно выражается в разупрочнении металла на свободном участке заготовки, что приводит к снижению несущей способности опасного сечения. Такое явление наблюдалось лишь при больших интенсивностях колебаний; при этом на свободном участке образуются одновременно два опасных сечения. Одно из них расположено в пучности знакопеременных акустических напряжений, другое – в зоне основания вытягиваемой заготовки. Как правило, обрыв наблюдался в пучности напряжений. Как известно, переход от начальной к завершающей стадии вытяжки определяется моментом, когда интенсивность напряжений на свободном участке достигает предела текучести фланцевой части заготовки.

В случае применения ультразвука момент перехода определяется соотношением интенсивностей колебаний в зоне плоского фланца и на вытяжном ребре матрицы.

При малой степени деформации переход от первой ко второй стадии происходит раньше, а при более высоких степенях деформации наложение ультразвука приводит к увеличению длительности начальной стадии вытяжки, причем с повышением интенсивности колебаний степень роста длительности этой стадии увеличивается, а это вызывает увеличение интенсивности деформации свободного участка.

Таким образом, на первой стадии ультразвук оказывает двоякое влияние: отрицательное с точки зрения снижения несущей способности опасного сечения; положительное с точки зрения повышения пластичности фланца. Согласно экспериментальным данным, первое оказывает решающее влияние. Поэтому начальную стадию вытяжки следует проводить при отсутствии колебаний в зоне вытяжного ребра матрицы.

На второй стадии ультразвуковые колебания вызывают снижение контактных сил трения и повышение пластичности заготовки в зонах затрудненной деформации. Эта стадия характеризуется дальнейшим развитием опасного сечения. Следовательно, в этот период вытяжки присутствие колебаний на вытяжном ребре матрицы также нежелательно.

Нормальное протекание процесса может происходить только при определенном соотношении прочности металла в зоне образования опасного сечения и сопротивлением деформированию в очаге деформации. Наложение ультразвуковых колебаний позволяет улучшить это соотношение. Однако существующие колебательные системы, применяемые в процессах вытяжки [1], не позволяют использовать в полной мере возможности ультразвука.

Таким образом, анализ процесса вытяжки показал, что при существующих схемах вытяжки с радиальными ультразвуковыми колебаниями предельная степень формоизменения может быть увеличена на 20–30% по сравнению с вытяжкой в обычных условиях. Для повышения эффективности использования ультразвука необходимо создание таких колебательных систем, которые исключат или сведут к минимуму отрицательное влияние ультразвука на образование и развитие опасного сечения. Вторая задача заключается в создании акустических систем, позволяющих получить неравномерное поле сопротивления в зоне фланца.

Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П., Пашенко В.С., Кособуцкий Б.С. Листовая штамповка с ультразвуком. — Минск, 1975. 2. Романовский В.П. Анализ напряженно-деформированного состояния в начальной стадии вытяжки. — Кузнечно-штамповочное производство, 1967, № 12.

УДК 532.516

В.Г.Кангин, К.В.Брехов

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕГО ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

Высокая степень деформационного упрочнения быстрорежущих сталей приводит к увеличению работы деформирования и повышению неоднородности напряженно-деформированного состояния, вследствие чего изделия имеют резко выраженную анизотропию свойств за счет неоднородности структуры, и приводит к нарушению сплошности заготовки и интенсивному износу штампового инструмента. Для успешной обработки давлением этих сталей требуется создание особых условий деформирования.

Разработанный в ФТИ АН БССР способ горячего гидродинамического выдавливания (ГГДВ) позволяет осуществлять пластическую деформацию высоколегированных сталей и сплавов, особенно чувствительных к изменению температурно-скоростных условий деформирования [1].

Горячее гидродинамическое выдавливание по сравнению с обычным имеет следующие основные преимущества:

- 1) наличие активного радиального давления в начальной стадии деформирования;
- 2) отсутствие в процессе деформирования непосредственного контакта горячего металла с деформирующим инструментом;
- 3) уменьшение внешнего трения в режимах гидродинамического выдавливания.

Эти достоинства метода открывают возможности для использования его при пластическом формообразовании изделий из малопластичных металлов и сплавов, а также разнородных (биметаллических) и некомпактных материалов.

ГГДВ инструментальных биметаллов (быстрорежущая сталь + конструкционная сталь) способствует образованию прочного соединения компонентов уже в процессе их совместного деформирования. Изучение микроструктуры зоны соединений компонентов биметаллического инструмента, полученного при различных степенях и температурах деформации, а также механические испытания прочности соединения плакирующего и основного металлов позволили установить, что с повышением степени деформации в результате разрушения окисных пленок на контактных поверхностях, а также интенсификации образования и роста зон схватывания прочность соединения возрастает при всех температурах деформации.

Увеличение температуры выдавливания (более 950°C), способствуя более интенсивному протеканию диффузионных процессов, благоприятно влияет на уменьшение окисных включений в зоне контакта металла и приводит к их полному восстановлению при температуре 1200°C.

Результаты измерений микротвердости по сечению биметалла перпендикулярно плоскости раздела свидетельствуют о том, что даже при значительных скоростях деформации наблюдается миграция углерода из конструкционной стали в быстрорежущую, что приводит к увеличению градиента концентрации углерода в граничной зоне. Последнее обстоятельство может привести к нежелательной хрупкости переходной зоны биметалла.

Механические испытания образцов \varnothing 20 мм показали (табл. 1), что основным фактором, определяющим прочность соединения компонентов биметалла сталь Р6М5 + сталь 45 при ГГДВ, является температура деформации.

Метод ГГДВ может быть успешно применен также при выдавливании брикетов из стружки быстрорежущей стали.

Т а б л и ц а 1. Средние значения сопротивления срезу (кгс/мм²)

Температура деформации, °С	ГГДВ		ГГДВ + отжиг + закалка + трехкратный отпуск	
	толщина плакирующего слоя			
	2 мм	4 мм	2 мм	4 мм
900	21,0	20,1	22,5	21,2
1000	15,8	15,5	16,5	16,0
1100	18,0	17,3	20,4	18,5
1200	30,7	30,2	33,4	32,1

В процессе горячего деформирования брикета происходит схватывание элементов стружки, металл становится монолитным и достигает 100%-ной плотности. Структура такого металла отличается от структуры прокатной стали отсутствием текстурованности карбидов, что обеспечивает улучшение ряда технологических свойств стали [2]. В частности, было установлено, что заготовки из стружки обладают хорошей технологической пластичностью.

Следует отметить, что величина, форма и распределение карбидов в получаемых заготовках одинаковы по своему объему, что весьма ценно с точки зрения эксплуатационной стойкости режущего инструмента (особенно крупных размеров).

Заготовки из стали Р6М5 испытывали на красностойкость. В результате было установлено, что после закалки и отпуска на твердость HRC64 и четырехчасовой выдержки при температуре 620°C твердость металла не падает ниже HRC58, что отвечает требованиям ГОСТ 19262–73.

Сравнительные механические испытания образцов, изготовленных из стружки, и таких же образцов из прокатанной стали не показали каких-либо принципиальных отличий в результатах.

Из стружки стали Р6М5 изготавливали инструменты различных типов и подвергали их стойкостным испытаниям. Результаты испытаний показали соответствие требованиям ГОСТа.

Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П., Мурас В.С., Суходрев Э.Ш. Горячее гидродинамическое выдавливание режущего инструмента. — Минск, 1974.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. — М., 1968.

УДК 621.777/778

Э.Ш.Суходрев, С.Е.Емельянов

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ УСТАНОВИВШЕМСЯ ПРОЦЕССЕ ОБЪЕМНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ

Задача определения напряженно-деформированного состояния при объемном формоизменении в настоящее время решается экспериментально-аналитическими методами. Исходную информацию о перемещениях в про-

цессе деформирования получают с помощью различных видов объемных координатных сеток.

В настоящей работе предлагаются новые методики определения деформаций в объеме образца. Для определения текущих координат линии тока в процессе стационарного объемного формоизменения свинцовые цилиндрические образцы с объемной координатной сеткой изготавливают следующим образом. В специальную форму, в верхней и нижней крышках которой имеется система отверстий, представляющая собой координатную сетку с шагом 5 мм, вставляют стальные стержни диаметром 1,2 мм. После заливки и остывания свинца, легированного теллуром, стержни извлекают из формы, получая тем самым образец с сеткой продольных отверстий, которые заполняют равнопрочным с образцом материалом, имеющим более низкую температуру плавления. В качестве такого материала выбрали припой ПОСК 50-18 $T_{пл} = 145^{\circ}\text{C}$. После незначительной токарной обработки образец подвергают прессованию в сложнопрофильную матрицу. Процесс продолжают до достижения стационарной стадии, после чего образец извлекают из матрицы и помещают в специальное приспособление для сфрезерования его с равным шагом в направлении, перпендикулярном оси прессования. На сфрезерованной поверхности после обработки ее концентрированным раствором хлорного железа, реагирующим только на олово, содержащееся в припое, ясно видны сечения линий тока, координаты которых измеряют на инструментальном микроскопе.

Для получения более полной экспериментальной информации, которая требуется при современном подходе к изучению таких процессов формоизменения предлагается другой способ, суть которого в следующем.

В полость контейнера, соответствующую форме и размерам поперечного сечения образца, помещают предварительно отпрессованные проволочки из легированного свинца диаметром 1 мм и высотой, равной высоте образца. Верхний и нижний концы образца соединяют несколькими витками тонкой мягкой проволоки. Затем образец извлекают из контейнера, обезжиривают и подогревают в диапазоне от температуры плавления легкоплавкого материала до температуры начала потери устойчивости свинца, преимущественно до $175-180^{\circ}\text{C}$. После чего образец погружают в расплав легкоплавкого, равнопрочного легированному свинцу, материала и затем охлаждают. Изготовленный таким образом образец деформируют и дальнейшую обработку ведут аналогично первой методике.

Указанные методики были использованы при исследовании кинематики течения материала в процессах прессования несимметричных сложных профилей.

*С.Н.Винерский, Г.Б.Ворошина,
Н.М. Рыков, Л.И. Серикова*

АНАЛИЗ ШУМА В КУЗНЕЧНОМ ЦЕХЕ И МЕРОПРИЯТИЯ ПО ЕГО СНИЖЕНИЮ

Одним из мероприятий по улучшению условий и охраны труда, повышению производительности труда в цехах машиностроительных предприятий является борьба с шумом.

Возрастание уровня шума от 70 до 100 дБА приводит на ряде предприятий к снижению производительности труда на 30%; внедрение же необходимых мероприятий по борьбе с шумом с целью снижения уровня его до нормативных величин повышает производительность труда на 4–10%.

В настоящей работе представлены результаты исследований шума в кузнечном цехе ГПЗ-11 (г.Минск) и даны рекомендации по его снижению. Для измерений применялся точный импульсный шумомер PSI-202 с октавным фильтром OF-1.

Строение шумового поля в помещении определяли путем измерения уровня звука и октавных уровней звукового давления в точках, по координатам сетки колонн. Для оценки параметров шума на рабочих местах измерения производились по общепринятой методике (ГОСТ 20445–75) в точках, соответствующих установленным постоянным местам.

Маршрутная съемка уровней шума в помещении цеха позволила установить, что основными источниками шумов являются молоты с массой падающих частей 1, 2 и 3 т и ГKM усилением 2000 и 3150 тс.

Шумовые карты показывают, что шум в цеху широкополосный, а уровень звука превышает предельно допустимый по ГОСТ 12.1.003–76 на участке раскатки на 2–3 дБА, в молотовом пролете – на 6–12 дБА, на участке ковочных машин – на 2–6 дБА. Превышение уровней звукового давления над допустимыми в молотовом пролете наблюдалось практически во всех диапазонах частот; наибольшее (9–17 дБ) – в диапазоне 250–8000 Гц. Для участка отжига и ГKM характерно превышение уровней шума над предельно допустимыми на 2–14 дБ в диапазоне 63–8000 Гц.

Звуковое поле цеха неоднородно в связи с наличием многочисленных источников шума, различных по уровню акустической мощности, характеру спектра и взаимному расположению.

Анализ данных (табл. 1) показал, что при работе молотов, ГKM и другого оборудования кузнечного цеха генерируется шум, значительно превышающий предельно допустимые уровни почти по всему диапазону частот.

Т а б л и ц а 1

Рабочее место	Уровни звукового давления в дБ в октавных полосах со среднегеометрическими частотами в Гц								Уровни звука и эквивалентные уровни звука в дБА
	63	125	250	500	1000	2000	4000	8000	
Постоянные рабочие места и рабочие зоны в производственных помещениях и на территории предприятия*	99	92	86	83	80	78	76	74	85
Допускается до 1.12.1979 г. в случаях, характеризующихся повышенными уровнями шума и требующих осуществления специальных мероприятий по снижению шума*	103	96	91	88	85	83	81	80	90
Молот 1 т	103	103	102	99	97	95	95	95	96
Молот 2 т	104	107	106	105	102	100	98	97	102
Молот 3 т	104	105	106	104	100	95	90	87	104
ГКМ-2000 тс	98	100	102	100	98	96	97	97	99
ГКМ-3150 тс	100	101	101	102	96	96	94	93	102

*Нормы шума на рабочих местах по ГОСТ 12.1.003-76.

Основные причины шумообразования связаны с конструкцией оборудования: выхлоп сжатого воздуха из воздухоподводящей головки или золотниковой коробки пневмофрикционной муфты, из распределительного устройства системы управления пневмоподъемником, удары в сочленениях деталей в приводе главного и бокового ползунов, зажимном механизме (для ГКМ), механическое соударение частей штампа с заготовкой и поковкой при выполнении штамповочных операций и т.д.

Перечень этих причин свидетельствует о том, что борьба с шумом в этом цехе является трудной задачей.

Для глушения шума, образуемого выхлопом сжатого воздуха при работе ГКМ, прессов, молотов, следует рекомендовать реактивные синтетические глушители или глушители, работающие по принципу акустического фильтра; для уменьшения влияния шума выхлопа из распределительного устройства пневмоподъемника можно изменить его положение относительно

но головы рабочего или для управления работой пневмоподъемника применять педали.

Однако наряду с названными причинами шумообразования можно отметить другие источники шумов, имеющие общую интенсивность, значительно превышающую допустимую. Интенсивность таких шумов можно уменьшить за счет выполнения несложных инженерных решений. Так, для уменьшения шума выхлопа сжатого воздуха, подаваемого для обдува попок в приямок ГКМ, на транспортер, следует изменить форму сопла, выполнив ее в виде узкой щели, "гребенки", или в отдельных случаях понизить без ущерба для техпроцесса давление сжатого воздуха.

Кроме перечисленных мероприятий, следует постоянно обращать внимание на тщательный и систематический уход за оборудованием, регулировку его и современное крепление узлов и деталей.

УДК 621.9.06.002:658.382

Л.И.Серикова, А.Н.Стельмашонок

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДУШНОЙ СРЕДЫ В НЕКОТОРЫХ ЦЕХАХ ОСНОВНОГО ПРОИЗВОДСТВА СТАНКОСТРОИТЕЛЬНОГО ЗАВОДА ИМ. С.М.КИРОВА

При проведении реконструкции на действующих предприятиях первоочередное внимание уделяется решению технологических задач подчас без должного обеспечения нормативов по охране труда (в основном из-за отсутствия единой санитарно-технической документации, отражающей вопросы техники безопасности, промсанитарии, пожаро- и взрывобезопасности).

Нами разработан паспорт санитарно-технического состояния цехов основного и вспомогательного производства для машиностроительных заводов, который содержит ряд разделов (таблиц), характеризующих санитарное, гигиеническое и техническое состояние цеха, в том числе и состояние воздушной среды. Исследования проводились на станкостроительном заводе им. С.М.Кирова.

По СН 245–71 предусмотрены предельно допустимые концентрации для всех существующих вредных паров, газов, пылей. Наиболее распространенные вредные вещества в металлообрабатывающих цехах и их предельно допустимые концентрации (ПДК) по ГОСТ 12.1.005–76 показаны в табл.1.

Исследования загазованности и запыленности проводились комплексно с изучением воздухообмена. Химические анализы воздушной среды литейного цеха показали, что содержание пыли превышает ПДК в обрубном отде-

Т а б л и ц а 1. Предельно допустимые концентрации вредных веществ

Вредные вещества	ПДК, мг/м ³
Пыль наждачная	6,0
Пыль чугунная	6,0
Пыль земляная	6,0
Аэрозоль электросварочная	4,0
Окись марганца	0,3
Окись углерода	20,0
Пары бензола	5,0
Пары ксилола	50,0
Газ сернистый	10,0

лении и на участке мелкого литья в местах ручной выбивки, а также на участке крупного литья. Концентрация окиси углерода и сернистого газа при заливке также несколько превышает ПДК. Это объясняется прежде всего несовершенством вентиляционной системы, для которой кратность воздухообмена рассчитывалась без учета общего количества вредных веществ, выделяющихся в процессе производства.

Количество вредных веществ на рабочих местах (наждачные машины, пневмотрамбовки и т.д.), где рабочий инструмент не имеет отсасывающих устройств, можно уменьшить путем использования отдельных пылесосов. С этой же целью на выбивных решетках мелкого и крупного литья следует установить гибкие заборные щели в системе отсасывающей вентиляции, а также увеличить производительность механической приточной вентиляции с регулировкой температуры подаваемого воздуха для создания регулируемого напора воздушной струи в отдельных помещениях цеха. Очень важную роль играет также рациональная двусторонняя установка вытяжных зонтов у оборудования, являющегося источником выделения вредных веществ.

Химические анализы показали также, что концентрации ксилола, толуола, уайт-спирита в малярно-упаковочном цехе превышает ПДК, несмотря на достаточно мощные вентиляционные установки. Это объясняется тем, что конструкция приемных устройств вытяжной вентиляции не соответствует габаритам окрашиваемых изделий. Так, например, окраска готовых станков не производится на окрасочных постах. В результате выделяющиеся вредные вещества попадают в зону дыхания рабочего. К тому же и окраска мелких деталей производится таким образом, что весь процесс осуществляется в зоне дыхания рабочего, нарушая требования безопасности, предусмотренные ГОСТ 12.3.005—76.

Окраску крупных изделий (высотой более 5 м и весом более 10 т) рекомендуется осуществлять методом безвоздушного распыления или электростатическими распылителями. Кроме того, при окрашивании крупных изделий возможно устройство окрасочных кабин со схемой вентиляции

’”Сверху – вниз”. Таким образом, приточный воздух, составляющий 90% вытяжного, подается сверху равномерно по всей площади потолка, а отсасывается через отверстие под изделием. Для организации вышеописанной технологии с применением современных окрасочных камер необходимо строгое выполнение технологического процесса.

Результаты исследования запыленности и загазованности могут быть использованы как исходные данные для разработки мероприятий, направленных на улучшение и оздоровление условий труда, а также разработки проектов реконструкции и расширения производства.

СОДЕРЖАНИЕ

1. Металловедение и термическая обработка металлов

В а с и л ь е в Л.А., К у х а р е в Б.С., Л е в и т а н С.Н., Ф о м и н а Л.П. Влияние предварительной термообработки никелированной стали 45 на результаты последующего диффузионного хромирования.	3
П а н т е л е е н к о Ф.И., Л я х о в и ч Л.С., К у х а р е в Б.С. О классификации способов интенсификации процессов химико-термической обработки металлов и сплавов.	5
П а н т е л е е н к о Ф.И. Интенсификация диффузионного хромирования углеродистых сталей.	7
К у х а р е в а Н.Г., П а н т е л е е н к о Л.Н. Фазовые превращения в диффузионных цинковых слоях.	8
К у х а р е в а Н.Г., И с л а м о в А.М. Исследование коррозионной стойкости углеродистых сталей с диффузионными слоями на основе хрома и алюминия.	11
В о р о ш н и н Л.Г., В и т я з ь П.А., Н а с ы б у л и н А.Х., Г р е б н е в Н.П., Х у с и д Б.М. Моделирование процессов гомогенизации и химико-термической обработки спеченных материалов.	14
К е р ж е н ц е в а Е.Ф. Износостойкость диффузионно-упрочненных в пастах сталей.	17
Б о р и с е н о к Г.В., Т у р о в Ю.В., Г р о м о в Ю.Н., К у т а с о в О.Б. Исследование химико-термической обработки кобальта как связки твердых сплавов.	19
О щ е п к о в Ю.П., О щ е п к о в а Н.В., Л о б к и с Л.В. Прочность сцепления покрытий из самофлюсующихся твердых сплавов.	21
В о р о ш н и н Л.Г., Б о р и с е н о к Г.В., И в а н и ц к и й Н.И., Г р о м о в Ю.Н. Свойства твердых сплавов с износостойкими карбидными покрытиями.	23
П р о т а с е в и ч В.Ф., С т е ф а н о в и ч А.А., М и р о н о в и ч В.В. Структура диффузионных слоев на сталях при титанировании в порошковых средах.	25
П и к м а н А.А., П о л я к о в Б.З. Приближенный расчет цементации в условиях атермической диффузии.	27
П о л я к о в Б.З., П и к м а н А.А., Ш т у к а р ь В.А. Азотирование стали 40ХЛ в процессе литья.	30
П а в л о в а Б.Т., Р а ш к о в Н.Д. Коррозионная стойкость сталей после диффузионного насыщения ванадием и ванадием с бором.	32
Б е л ь с к и й Е.И., Т р а й м а к Н.С., С т а с ю л е в и ч В.А. Влияние углерода на сопротивление сталей термической усталости.	34
Д у б к о А.П., К у з ь м и н В.В., Ч а у с А.С. Исследование структуры и основных свойств слитка быстрорежущей стали электрошлакового переплава.	36
Д у б к о А.П., С о б о л е в В.Ф., Ч а у с А.С. Влияние модифицирования на свойства литой быстрорежущей стали.	38
К р а е в о й В.И. Жаростойкость и ростоустойчивость чугунов после алитирования.	40
Л е в и т а н В.Б., Р о г о в В.А. Исследование использования теплостойкой стали 5ХЗВ3МФС в штампах для холодного деформирования.	43
Л и х а ч е в С.А., Т р а й м а к Н.С. Некоторые особенности термоусталостного разрушения литых сталей с концентраторами.	45
Р о г о в В.А., Б е л ь с к и й Е.И. Износостойкость сталей для инструмента холодного деформирования.	48
С и т к е в и ч М.В. Поверхностное легирование бором в процессе кристаллизации и охлаждения стали 40.	50
Л я х о в и ч Л.С., П р о т а с е в и ч В.Ф., В е р е б ч а н у И.Г. Свойства титанированных покрытий на сталях.	52
С у р к о в В.В., П р о т а с е в и ч Г.Ф., А с т а п к о в и ч Т.М. Исследование текстуры карбидных и нитридных покрытий, осажденных из газовой фазы.	55
Б о н д а р ь Л.А., Р о з и н а О.Н., К о р о т к а я Т.В. Влияние азотирования на свойства штамповых сталей.	58

II. Литейное производство

- К р а в ч е н к о Е.В., Г у р в и ч Э.А. К выбору оптимального теплового режима металлической формы при циклическом режиме литья 61
- Ж м а к и н Н.П., Е с ь м а н Р.И., Г у р в и ч Э.А. Управление теплообменом при литье в кокиль с помощью естественного зазора. 62
- Ж м а к и н Н.П., Е с ь м а н Р.И., Д р а ч е н о в В.Ф. Регулирование теплообмена при литье сложных отливок в кокиль 66
- К р а в ч е н к о Е.В., К а л и н и ч е н к о А.С. Расчет продвижения фронта кристаллизации 68
- Х у д о к о р м о в Д.Н., Б а х м а т В.А., М и х а л ь ц о в А.М., А м о с е н к о В.Н. Влияние скоростей впуска и прессования на плотность отливок при литье под давлением. 70
- Т у т о в В.И., Г р и н б е р г В.А., Х у д о к о р м о в а Р.Н., С т о л я р о в а Г.И., К р у т и л и н А.Н., Д е м ч е н к о Е.Б. Опыт непрерывного литья чугуновых отливок в производственных условиях 73
- С л у ц к и й А.Г., Л е к а х С.Н., В о р о б ь е в а Э.Л., Б е л ы й О.А. Исследование процесса ваграночной плавки природнолегированных металлизированных окатышей 76
- К о м л и к Г.П., Т у т о в В.И. Применение шаговых электроприводов для вытягивания слитка из кристаллизатора 80
- Г а л у ш к о А.М., Д о в н а р Г.В., Н е м е н е н о к Б.М., М а р у г а А.В. Новый способ микролегирования силуминов 81
- П у з ы р ь к о в У в а р о в О.В., З а м я т и н В.М., Х о м е н к о С.А., Б у д а г ь я н ц Н.А., Е р м о л и н И.Г. Влияние примесей на физические свойства жидкого чугуна 84
- В и н о к у р о в В.К., Ш в а р ц Е.Г. Модифицирование магниевого чугуна графитизирующими присадками 87
- К о р о л е в В.М., С а п о н ь к о И.Ю., Г е р л и в а н о в Е.В., П о п о в В.М., Ж у к о в А.П., Б у н а к о в О.Д., М е р з л я к о в А.И. Исследование и разработка технологического процесса производства чугуна в дуговых электропечах при использовании в шихте металлизированных окатышей 89
- Д м и т р о в и ч А.М., У ш а к о в а И.Н. К вопросу об улучшении выбиваемости жидкостекольных смесей. 92
- З е м с к о в И.В., С т о л я р о в а Г.И., К р у т и л и н А.Н., Д е м ч е н к о Е.Б. Технологический процесс литья бронзовых втулок методом выливания. 96
- К у к у й Д.М., М и л о в А.М., О д и н о ч к о В.Ф., Д м и т р о в и ч А.М. Исследование возможности регенерации жидкостекольных смесей электрогидравлическим способом. 98
- Л е д я н Ю.П., К у к у й Д.М. Конструкция колонок для активации связующих электрическими полями 103
- К о в а л е в П.П. Исследование возможности применения колчеданного огарка в составе смесей и противопригарных красок для улучшения качества литья 106
- З е м с к о в И.В. Определение условий подобия при моделировании литья выливанием на поворотных установках 108

III. Обработка металлов давлением

- Л о ж е ч н и к о в Е.Б., Н о в о б р а н ч е н к о Т.Ф. К вопросу о механических свойствах спеченных пористых материалов, полученных на основе железных порошков 112
- Б а р а н о в с к и й М.А., Ш а б е к а Л.С., Ш а б е к а Н.С. К вопросу определения оптимальной геометрии матриц при высокоскоростном ударном прессовании. . . 115
- С т е п а н е н к о А.В., Х а н Д ы к К и м, Ч у м а к Г.А. Экспериментальное исследование процесса гидроэжструзии труб с деформируемой оправкой при наложении продольных ультразвуковых колебаний 118

Степаненко А.В., Овчинников П.С., Добровольский И.Г. Изготовление труб для теплообменных аппаратов прокаткой	121
Котомин Ю.В., Булах В.Н. Предельные степени вытяжки в трактрисных матрицах	122
Дьяконов О.М. Решение плоской динамической задачи ударного выдавливания полостей приближенным энергетическим методом	125
Пашенко В.С., Любимов В.И. Чистовая вырубка встречными матрицами	130
Роман О.В., <u>Вербицкий Е.И.</u> , Заяш О.В. Исследование деформированного состояния пористых заготовок в условиях высокоскоростного формирования полостей методом Муара	134
Пашенко В.С., Варавин В.А. Технологические возможности вытяжки с радиальными ультразвуковыми колебаниями на первом переходе	136
Кантин В.Г., Брехов К.В. Технологические возможности процесса горячего гидродинамического выдавливания	139
Суходрев Э.Ш., Емельянов С.Е. Экспериментальные методы измерения деформаций при установившемся процессе объемного пластического формоизменения	141
Винерский С.Н., Ворошнина Г.Б., Рыков Н.М., Серикова Л.И. Анализ шума в кузнечном цехе и мероприятия по его снижению	143
Серикова Л.И., Стельмашенок А.Н. Исследование воздушной среды в некоторых цехах основного производства станкостроительного завода им. С.М. Кирова	145

МЕТАЛЛУРГИЯ.

Выпуск 14

Редактор *Г.В.Вагабова*
 Мл.редактор *Т.И.Досаева*
 Худож.редактор *Ю.С.Сергачев*
 Техн.редактор *Л.И.Жук*
 Корректоры *Н.И.Бондаренко, А.С.Берсудский*
 График *Н.И.Журавлева*
 Операторы *А.И.Маль, М.К.Борисова*

ИБ 990

Подписано в печать 25.10.79. АТ 03642. Формат 60х90 1/16.
 Бумага офсет. Гарнитура Пресс Роман. Офсет. печать. Усл.
 печ. л. 10. Уч.-изд.л. 9,98 . Тираж 900 экз. Зак. 5237.
 Цена 1 р. 60 к.

Издательство "Вышэйшая школа" Государственного комитета Белорусской ССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли. 220048. Минск, Парковая магистраль, 11.

Типография "Победа" Государственного комитета Белорусской ССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли. Молодечно, Привокзальный пер., 11.

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.785.53

Влияние предварительной термообработки никелированной стали 45 на результаты последующего диффузионного хромирования/Л.А.Васильев, Б.С.Кухарев, С.Н.Левитан, Л.П.Фомина. "Металлургия", 1980, вып. 14, с.3–5.

Рассмотрены вопросы интенсификации процесса формирования карбидных покрытий при использовании изотермических выдержек предварительно никелированной стали.

УДК 621.785.53

Пантелеенко Ф.И., Ляхович Л.С., Кухарев Б.С. О классификации способов интенсификации процессов химико-термической обработки металлов и сплавов. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 5–6.

На основе анализа видов интенсифицирующих воздействий предложена классификация способов интенсификации процессов химико-термической обработки металлов и сплавов. Отмечены перспективные способы интенсификации. — Ил. 1.

УДК 621.785.53

Пантелеенко Ф.И. Интенсификация диффузионного хромирования углеродистых сталей. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 7–8.

Разработана новая технология диффузионного хромирования. Использование предварительного цинкования позволяет в 2–11 раз ускорить процесс последующего хромирования.

Исследованы строение, состав и свойства сталей, хромированных по такой технологии. — Табл. 1.

УДК 621.785.53

Кухарева Н.Г., Пантелеенко Л.Н. Фазовые превращения в диффузионных цинковых слоях. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 8–10.

Представлены результаты исследования фазовых превращений в диффузионных цинковых слоях, полученных при температуре 700⁰С. Установлено, что при температурах термообработки 700⁰С возможно формирование с поверхности цинкованного изделия пористой зоны за счет испарения высокоцинкидных фаз.

УДК 621.793.6

Кухарева Н.Г., Исламов А.М. Исследование коррозионной стойкости углеродистых сталей с диффузионными слоями на основе хрома и алюминия. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 11–13.

Показана возможность и представлены результаты исследования коррозионной стойкости диффузионно-упрочненных сталей: армко-железа, сталей 45, У10, Х18Н10Т — с использованием потенциостатического метода. — Ил. 1. Табл. 2.

УДК 621.762:669.71

Моделирование процессов гомогенизации и химико-термической обработки спеченных материалов/Л.Г.Ворошнин, П.А.Витязь, А.Х.Насыбуллин и др. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 14–17.

Для теоретического исследования ХТО спеченных изделий, полученных из смеси двух порошков различного состава, предложена модель с включениями различной формы в виде полубесконечного параллелепипеда. В качестве примера приведено распределение углерода, полученное при расчетах диффузии элементов в процессе цементации железо-хромистого спеченного материала. — Ил.2. Библиогр. 3.

УДК 669.781

К е р ж е н ц е в а Е.Ф. Износостойкость диффузионно-упрочненных в пастах сталей. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 17—19.

Исследована износостойкость в условиях сухого трения скольжения боридных, бороалюминиевых, хромовых, хромкремниевых и хромтитановых слоев, полученных в пастах. Приведены некоторые составы применяемых насыщающих смесей и связующих веществ.

УДК 669.781

Исследование химико-термической обработки кобальта как связки твердых сплавов/Г.В. Б о р и с е н о к , Ю.В.Т у р о в , Ю.Н.Г р о м о в , О.Б.К у т а с о в . "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 19—20.

Исследован процесс диффузионного насыщения кобальта марки К1 последовательно молибденом и углеродом с целью моделирования химического состава кобальтовой связки твердых сплавов группы ВК. — Табл. 1.

УДК 621.791.92:669.018.25:539.4

О щ е п к о в Ю.П., О щ е п к о в а Н.В., Л о б к и с Л.В. Прочность сцепления покрытий из самофлюсующихся твердых сплавов. "Металлургия", 1980, вып.14,с.21—22.

Исследована прочность сцепления твердый сплав ПГ—СР4 — сталь 20 в зависимости от температурно-временного режима печной наплавки. Определен режим, обеспечивающий получение покрытий с прочностью сцепления порядка 50 кгс/мм². — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 669.018.25

Свойства твердых сплавов с износостойкими карбидными покрытиями/Л.Г.В о р о ш н и н , Г.В.Б о р и с е н о к , Н.И.И в а н и ц к и й , Ю.Н.Г р о м о в . "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 23—25.

Исследованы некоторые механические характеристики твердых сплавов с износостойкими покрытиями из карбидов хрома, ниобия и смеси карбидов хрома и титана, титана и ниобия, хрома и ниобия, нанесенных термодиффузионным методом в порошковых смесях. — Табл. 4.

УДК 621.785.5

П р о т а с е в и ч В.Ф., С т е ф а н о в и ч А.А., М и р о н о в и ч В.В. Структура диффузионных слоев на сталях при титанировании в порошковых средах. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 25—27.

Исследовано строение титанированных слоев, полученных в порошковых средах на сталях: 0,8кп, 45, У8, Х12М, 7Х3, Р6М5, 20Х13.

Представлены термодинамические реакции, происходящие в насыщающей среде, с указанием тепловых эффектов. — Ил.1.

УДК 621.785.5

Пикман А.А., Поляков Б.З. Приближенный расчет цементации в условиях атермической диффузии. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 27–30.

Приведены результаты приближенного расчета и экспериментального определения толщины цементованного слоя и распределения в нем углерода для цементованной в процессе литья в керамические формы отливки из стали 20Л. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 669.018.25

Поляков Б.З., Пикман А.А., Штукарь В.А. Азотирование стали 40ХЛ в процессе литья. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 30–32.

Приводятся экспериментальные данные по азотированию отливок из стали 40ХЛ в процессе литья. — Ил. 1.

УДК 621.785:5:669.14

Павлова Б.Т., Рашков Н.Д. Коррозионная стойкость сталей после диффузионного насыщения ванадием и ванадием с бором. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 32–34.

Изучена коррозионная стойкость ряда углеродистых и легированных сталей после ванадирования, а также комплексного насыщения бором и ванадием. Показана высокая эффективность ванадирования, которая в большой мере зависит от химического состава исследуемой стали. — Табл. 1.

УДК 669.14.018.25

Бельский Е.И., Траймак Н.С., Стасюлевич В.А. Влияние углерода на сопротивление сталей термической усталости. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 34–36.

Установлено, что при увеличении содержания углерода в стали до определенного значения (0,8%) сопротивление термической усталости снижается. При более высоком содержании углерода наблюдается повышение разгаростойкости. — Ил. 1. Табл. 2.

УДК 621.74:669.141.25

Дубко А.П., Кузьмин В.В., Чаус А.С. Исследование структуры и основных свойств слитка быстрорежущей стали электрошлакового переплава. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 36–38.

Установлено неравномерное распределение механических свойств по сечению слитка электрошлакового переплава. Наиболее высоким комплексом механических свойств обладают продольно ориентированные образцы. Литая электрошлаковая быстрорежущая сталь превосходит по своим основным свойствам сталь индукционной выплавки, но уступает прокату. — Библиогр. 2.

УДК 621.74:669.141.25

Дубко А.П., Соболев В.Ф., Чаус А.С. Влияние модифицирования на свойства литой быстрорежущей стали. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 38–40.

Изучено влияние модифицирования на ударную вязкость и красностойкость быстрорежущей стали Р6М5К5 индукционной выплавки. Удовлетворительную вязкость и красностойкость имеют стали, модифицированные 0,1% Ni и комплексным модификатором 1,5% Cu + 0,5 Zr. — Табл. 1.

УДК 669.13:621.785.5

Краевой В.И. Жаростойкость и ростоустойчивость чугунов после алитирования. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 40—42.

Изучалась жаростойкость серого и высокопрочного чугунов после насыщения в порошкообразных смесях и расплавленном алюминии. Жаростойкость и ростоустойчивость алитированных чугунов зависит от состава смесей, времени насыщения, температуры расплавленного алюминия, качества и толщины слоев, их фазового состава и т.п.— Табл. 3.

УДК 539.375.6:621.785.5

Левитан В.Б., Рогов В.А. Исследование использования теплостойкой стали 5ХЗВЗМФС в штампах для холодного деформирования. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 43—45.

Исследована возможность замены традиционных сталей У8, ХВГ, Х12Ф1, Х12М на борированную сталь 5ХЗВЗМФС для холодноштампового инструмента, работающего в условиях динамического нагружения. — Табл. 2.

УДК 669.14:621.78

Лихачев С.А., Траймак Н.С. Некоторые особенности термоусталостного разрушения литых сталей с концентраторами. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 45—47.

Исследовано влияние дефектов на термоусталостное разрушение. Предложены пути повышения разгаростойкости литых сталей. — Ил. 1.

УДК 621.785.52

Рогов В.А., Бельский Е.И. Износостойкость сталей для инструмента холодного деформирования. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 48—49.

Приведены анализ причин выхода из строя холодноштампового инструмента, а также результаты лабораторных испытаний на износостойкость. Предложено применение диффузионных покрытий на основе боридов железа при одновременном легировании карбидообразующими элементами, позволяющими повысить износостойкость в 1,3—1,6 раза в сравнении с борированием. — Ил. 2. Библиогр. 4.

УДК 669.15—194:196

Ситкевич М.В. Поверхностное легирование бором в процессе кристаллизации и охлаждения стали 40. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 50—52.

Рассмотрено влияние компонентов состава обмазки на особенности формирования борированных слоев в процессе кристаллизации и охлаждения отливок из стали 40. Установлено, что износостойкость легированных бором литых сталей увеличивается в 6 раз по сравнению с закаленными.

УДК 621.785.5

Ляхович Л.С., Протасевич В.Ф., Вербчану И.Г. Свойства титанированных покрытий на сталях. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 52—54.

Исследованы свойства диффузионных титанированных слоев, полученных насыщением углеродистых и легированных сталей в порошковых смесях и вакуумным способом (на установке треста Укрцветметремонт).

Показано, что диффузионное титанирование позволяет повысить износостойкость и коррозионную стойкость в винной и лимонной кислотах. — Табл. 2.

УДК 621.85.5

Сурков В.В., Протасевич Г.Ф., Астапович Т.М. Исследование текстуры карбидных и нитридных покрытий, осажденных из газовой фазы. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 55—58.

Рассмотрены результаты исследования текстуры слоев из карбидов и нитридов титана, осажденных из газовой фазы на различные металлические подложки. Показано, что наиболее предпочтительной ориентировкой для всех слоев является аксиальная текстура с осью $[100]$. С повышением температуры степень текстурованности растет. Текстура слоев из TiN выражена менее четко, чем из TiC . Обсуждаются результаты. — Табл. 1.

УДК 669.14.018.155.3

Бондарь Л.А., Розина О.Н., Короткая Т.В. Влияние азотирования на свойства штамповых сталей. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 58—60.

Рассмотрено влияние режимов азотирования и условий охлаждения на микротвердость и износостойкость штамповых сталей 5XHM, 5X3B3MFC (ДИ-23) и 4XCHMFCP (ЦР). — Ил. 2.

УДК 621.74.043

Кравченко Е.В., Гурвич Э.А. К выбору оптимального теплового режима металлической формы при циклическом режиме литья. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 61—62.

Проведены исследования возможностей увеличения производительности чугунной кокильной оснастки и создания благоприятных условий для ее работы при циклическом режиме литья, естественном и принудительном охлаждении формы. — Ил. 2.

УДК 621.746.6

Жмакин Н.П., Есьман Р.И., Гурвич Э.А. Управление теплообменом при литье в кокиль с помощью естественного зазора. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 62—65.

Приведены результаты исследования кинетики роста естественного зазора между отливкой и металлической формой и возможностей его регулирования для управления процессом теплообмена при литье в кокиль с целью повышения производительности процесса и качества литья. — Ил. 2.

УДК 621.746.6

Жмакин Н.П., Есьман Р.И., Драчнов В.Ф. Регулирование теплообмена при литье сложных отливок в кокиль. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 66—68.

Приведены результаты исследования температурных полей и времени формирования сопряжений типа разнотолщинная плита, угол и тавр в кокиле. Исследованы возможности управления процессом формирования отливок с помощью локального принудительного охлаждения. — Ил. 2.

УДК 621.743

Кравченко Е.В., Калинин А.С. Расчет продвижения фронта кристаллизации. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 68—70.

Приведен расчет для определения продвижения фронта кристаллизации в первоначальный момент затвердевания с целью нахождения момента раскрытия формы. — Библиогр. 2.

УДК 621.74.043.2:621.892

Влияние скоростей выпуска и прессования на плотность отливок при литье под давлением / Д.Н. Худокормов, В.А. Бахмат, А.М. Михальцов, В.Н. Амосенко. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 70—73.

Исследовано влияние скорости прессования и выпуска на плотность алюминиевых отливок различной толщины при литье под давлением. Установлена возможность повышения плотности отливок при использовании оптимальных соотношений сечения питателя, толщины отливки и скорости прессования. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.746.047

Опыт непрерывного литья чугуновых отливок в производственных условиях / В.И. Тутов, В.А. Гринберг, Р.Н. Худокормова и др. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 73—76.

Приведены результаты получения методом непрерывного литья отливки рейки строгального станка. Для обеспечения требуемой структуры использовали введение модифицирующих добавок. Положительный эффект получен с добавкой 0,5%Cu + 0,2%CaSiO.

УДК 621.745.34

Исследование процесса ваграночной плавки природнолегированных металлизированных окатышей / А.Г. Слущкий, С.Н. Лекаха, Э.Л. Воробьева, О.А. Бельый. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 76—79.

Проведено исследование влияния ванадийсодержащих металлизированных окатышей на процесс плавки и свойства ваграночного чугуна. — Табл. 3.

УДК 62—83.621.74.047—83

Комлик Г.П., Тутов В.И. Применение шаговых электроприводов для вытягивания слитка из кристаллизатора. "Металлургия", 1980, вып. 14, с.80—81.

Применение силовых шаговых электроприводов для извлечения непрерывного слитка из кристаллизатора обеспечивает значительный диапазон параметров вытягивания и их точность, возможность улучшения качества литья, расширения сортамента выпускаемой продукции и повышение производительности машины.

УДК 621.74:669.715

Новый способ микролегирования силуминов / А.М. Галушко, Г.В. Довнар, Б.М. Немененок, А.В. Маруга. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 81—83.

Исследовано влияние способа ввода серы на структуру и механические свойства силуминов электротермического и синтетического способов производства. — Табл. 1.

УДК 621.745.34

Влияние примесей на физические свойства жидкого чугуна / О.В. Пузырьков, Уваров, В.М. Замятин, С.А. Хоменко и др. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 84—86.

Проведенные исследования позволяют объяснить влияние примесей на колебание температурных границ существования твердого графита в жидких высокоуглеродис-

тых сплавах, а также подтверждают их существенное влияние на жидкое состояние и процесс графитизации чугуна. — Ил. 3.

УДК 621.745.5:669.131.622

Винокуров В.К., Шарц Е.Г. Модифицирование магниевого чугуна графитизирующими присадками. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 87–89.

Исследовано влияние комплексных модификаторов на основе ферросилиция ФС75 на склонность к отбелу и механические свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. — Ил. 2.

УДК 621.745.34

Исследование и разработка технологического процесса производства чугуна в дуговых электропечах при использовании в шихте металлизированных окатышей/ В.М. Королев, И.Ю. Сапонько, Е.В. Герливанов и др. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 89–92.

Исследован технологический процесс производства чугуна в дуговых электрических печах с использованием в составе шихты металлизированных железорудных окатышей. — Табл. 3.

УДК 621.74.011

Дмитрович А.М., Ушакова И.Н. К вопросу об улучшении выбиваемости жидкостекольных смесей. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 92–95.

Приведена классификация и описан характер влияния органических и неорганических добавок, улучшающих выбиваемость жидкостекольных смесей. — Табл. 2.

УДК 621.746.047

Технологический процесс литья бронзовых втулок методом выливания/ И.В. Земсков, Г.И. Столярова, А.Н. Крутилин, Е.Б. Демченко. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 96–97.

Приводятся технологические параметры литья бронзовых втулок методом выливания незатвердевшего остатка, осуществляемого на установках поворотного типа. Приведены результаты сравнительных исследований свойств металла в отливках. Показано, что использование метода выливания улучшает качество литья, сокращает расход металла на литниковую систему и прибыли, уменьшает припуски на механическую обработку. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.74

Исследование возможности регенерации жидкостекольных смесей электрогидравлическим способом/ Д.М. Кукуй, А.М. Милов, В.Ф. Одинокко, А.М. Дмитривич. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 98–102.

Представлена схема лабораторной установки, методика проведения экспериментов и результаты исследований жидкостекольной смеси, прошедшей электрогидравлическую регенерацию. — Ил. 2. Табл. 3.

УДК 621.742.08

Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Конструкция колонок для активации связующих электрическими полями. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 103–106.

Исучено влияние изменения напряженности электрического поля на эффективность электроактивации, предложена конструкция промышленной установки, позво-

ляющей значительно повысить качество смесей в результате применения активированного связующего материала. — Ил. 1.

УДК 669.054

К о в а л е в П.П. Исследование возможности применения колчеданного огарка в составе смесей и противопригарных красок для улучшения качества литья. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 106–108.

Приведены результаты использования колчеданного огарка в составе смесей и противопригарных красок для получения качественного литья. Рассмотрено образование огарка и исследованы его физико-химические свойства. — Ил. 1.

УДК 621.746.047

З е м с к о в И.В. Определение условий подобия при моделировании литья выливанием на поворотных установках. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 108–111.

Анализируются условия подобия при моделировании литья выливанием, осуществляемого на поворотных установках. Определены критерии подобия и структурная формула процесса течения жидкости. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.762

Л о ж е ч н и к о в Е.Б., Н о в о б р а н ч е н к о Т.Ф. К вопросу о механических свойствах спеченных пористых материалов, полученных на основе железных порошков. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 112–114.

Произведен анализ зависимости некоторых механических свойств материалов от пористости и других параметров. — Табл. 1.

УДК 621.777.073

Б а р а н о в с к и й М.А., Ш а б е к а Л.С., Ш а б е к а Н.С. К вопросу определения оптимальной геометрии матриц при высокоскоростном ударном прессовании. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 115–117.

Установлено, что при высокоскоростном ударном прессовании стержней из Al-сплава АК6 с начальными скоростями пуансона-бойка до 96 м/с матрицы с выпуклым профилем воронки обеспечивают наиболее благоприятный характер течения металла и распределения деформации в прессованных изделиях, а также лучшее качество их поверхности. — Ил. 1.

УДК 532.516

С т е п а н е н к о А.В., Х а н Д ы к К и м, Ч у м а к Г.А. Экспериментальное исследование процесса гидроэкструзии труб с деформируемой оправкой при наложении продольных ультразвуковых колебаний. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 118–120.

Представлены результаты исследования процесса гидроэкструзии труб с деформируемыми оправками из свинца, графита и парафина при наложении продольных ультразвуковых колебаний. — Ил. 2.

УДК 621.983.1 (088.8)

С т е п а н е н к о А.В., О в ч и н н и к о в П.С., Д о б р о в о л ь с к и й И.Г. Изготовление труб для теплообменных аппаратов прокаткой. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 121–122.

Исследован процесс получения труб сегментного сечения из круглых трубчатых алюминиевых заготовок путем прокатки их в валках, вращающихся с различной скоростью. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.983.3

Котомин Ю.В., Булах В.Н. **Предельные степени вытяжки в трактрисных матрицах.** "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 122—124.

Приведены предельные степени вытяжки листового материала без прижима в трактрисных матрицах. Даны рекомендации по применению трактрисных матриц.

УДК 531.781.2

Дьяконов О.М. **Решение плоской динамической задачи ударного выдавливания полостей приближенным энергетическим методом.** "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 125—129.

Приведено решение плоской динамической задачи, основанное на анализе динамики и стадий процесса высокоскоростного закрытого выдавливания полостей и построении разрывного кинематически возможного поля скоростей и ускорений. В замкнутой форме получены удобные для расчета и анализа выражения кинематических, силовых и энергетических параметров, глубины выдавленной полости. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.961

Пашенко В.С., Любимов В.И. **Чистовая вырубка встречными матрицами.** "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 130—133.

Приведена конструкция штампа, позволяющая осуществлять чистовую вырубку встречными матрицами на прессах простого действия. Показана возможность получения деталей с высоким качеством среза и без заусенцов из листовых металлов толщиной 0,4—0,5 мм. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.762.043

Роман О.В., Вербицкий Е.И. Заяш О.В. **Исследование деформированного состояния пористых заготовок в условиях высокоскоростного формования полостей методом Муара.** "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 134—136.

Методом Муара рассчитано деформированное состояние пористого брикета при высокоскоростном формовании полостей. Установлено, что формование со скоростями 2—40 м/с увеличивает интенсивность деформации сдвига на 20—30% по сравнению со статическим. — Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.983.3.048.6

Пашенко В.С., Варавин В.А. **Технологические возможности вытяжки с радиальными ультразвуковыми колебаниями на первом переходе.** "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 136—139.

Анализируются некоторые особенности влияния ультразвука на предельные возможности вытяжки с наложением радиальных ультразвуковых колебаний на матрицу. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 532.516

Кантин В.Г., Брехов К.В. **Технологические возможности процесса горячего гидродинамического выдавливания.** "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 139—141.

Содержатся материалы исследования влияния механической схемы процесса ГГДВ на структуру и физико-механические свойства биметаллических и некомпактных материалов. — Библиогр. 2.

УДК 621.777/778

Суходрев Э.Ш., Емельянов С.Е. Экспериментальные методы измерения деформаций при установившемся процессе объемного пластического формоизменения. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 141—142.

Приведены новые методы определения деформаций, которые могут быть использованы при изучении процессов прессования и волочения несимметричных сложных профилей.

УДК 621.002:628.517.2

Анализ шума в кузнечном цехе и мероприятия по его снижению/С.Н.Винерский, Г.Б.Ворошнина, Н.М.Рыков, Л.И.Серикова."Металлургия", 1980, вып. 14, с. 143—145.

Представлены результаты исследований шума в кузнечном цехе ГПЗ—11, приведены основные причины шумообразования, даны рекомендации по его снижению. — Табл. 1.

УДК 621.9.06.002:658.382

Серикова Л.И., Стельмашенок А.Н. Исследование воздушной среды в некоторых цехах основного производства станкостроительного завода им. С.М.Кирова. "Металлургия", 1980, вып. 14, с. 145—147.

Приведены данные по исследованию воздушной среды в литейном и малярно-упаковочном цехах Минского станкостроительного завода им. С.М.Кирова, даны рекомендации по уменьшению влияния вредных веществ за счет совершенствования вентиляционной системы и изменения технологии окраски крупногабаритных изделий. — Табл. 1.